



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE
DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
ENGENHARIA DE MATERIAIS



ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**DESENVOLVIMENTO DO CICLO TÉRMICO PARA A LIGA DIN
19CrNi5 APLICADA EM ENGRENAGENS AUTOMOTIVAS**

Melina Vasconcellos Dilélio -
229722

Orientador: Eduardo Luis
Schneider

Novembro de 2019

MELINA VASCONCELLOS DILÉLIO

**DESENVOLVIMENTO DO CICLO TÉRMICO PARA A LIGA DIN
19CrNi5 APLICADA EM ENGRENAGENS AUTOMOTIVAS**

Trabalho de Conclusão de curso, apresentado como requisito parcial à obtenção do Grau em Engenharia de Matérias, pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Eduardo Luis
Schneider

Porto Alegre

AGRADECIMENTOS

À empresa Gerdau – Usina de Charqueadas por tornar possível a execução deste estudo;

À toda equipe do EPP Gerdau – Usina de Charqueadas, por torcerem e se animarem comigo cada vez que obtinha um novo resultado, além das inúmeras vezes que também fizeram papel de professores;

À equipe do laboratório metalúrgico Gerdau – Usina de Charqueadas, especialmente ao Jeferson, responsável por fazer nascer minhas curvas TRCs, e ao Jader, sempre paciente com as minhas inúmeras visitas e que cuidou de minhas amostras com tanto cuidado;

À minha família, mãe, pai e irmão, que acompanharam toda minha trajetória e crescimento, desde o vestibular, primeiras provas de cálculo até este momento;

Ao Hariel, colega, amigo e namorado pelos últimos cinco anos;

Às Dilélias Mônica e Marina, primas-irmãs, e à Tia Lia, forte defensora das regras ABNT;

À amiga confidente das dores do TCC Gabizinha, minha colega de faculdade, estágio e agora, com orgulho, de trabalho;

À amiga Luana, amizade que herdei da minha curta passagem pela Engenharia de Alimentos, mas que está sempre presente e que em breve também será mais uma engenheira;

Aos professores que ao longo da graduação transmitiram seus conhecimentos e contribuíram para minha formação como engenheira, especialmente ao Eduardo, orientador deste trabalho, que sempre teve paciência e boa vontade para revisar e corrigir minhas (muitas) versões deste trabalho.

RESUMO

A competitividade do mercado automotivo faz com que a procura por novas ligas metálicas aumente à medida em que são desenvolvidas novas tecnologias. Dentre estes materiais, tem-se a liga DIN 19CrNi5, empregada para fabricação de engrenagens para automóveis. Todavia, para atender às especificações necessárias do produto, é preciso desenhar uma rota de produção adequada para o aço, garantindo-se à qualidade do mesmo e sua posterior manufatura. Este trabalho visa à determinação do ciclo térmico mais otimizado para a liga em questão em que todas as especificações sejam atingidas. Para tanto, uma siderúrgica local estudou receitas de tratamentos térmicos a fim de atender as suas exigências de propriedades, como dureza, microestrutura e bandeamento. Estudou-se a sua composição química, através de análises de espectrometria de emissão óptica, e sua temperabilidade, através do ensaio Jominy. Para um melhor entendimento do comportamento térmico da liga, realizou-se ensaios termomecânicos, com o objetivo de obter seu diagrama TRC, a partir do qual as receitas térmicas foram elaboradas. Os materiais foram então submetidos a quatro ciclos térmicos distintos de recozimentos isotérmicos, em escala laboratorial, com taxas de resfriamento de 1°C/s e $0,15^{\circ}\text{C/s}$, com permanência em diferentes patamares térmicos de transformação, sendo estes de 500°C , 600°C e 650°C . Analisou-se propriedades metalúrgicas e mecânicas através de ensaios de dureza Brinell, tração, impacto Charpy e metalografia. Com base nos resultados obtidos, determinou-se que o melhor resultado foi aquele com emprego da taxa de resfriamento de 1°C/s e com permanência no patamar isotérmico de 600°C , que, além do atendimento das propriedades solicitadas, apresentou maior homogeneidade microestrutural.

Palavras-chave: Engrenagens. DIN 19CrNi5. TRC. Temperabilidade. Recozimento isotérmico. Propriedades mecânicas. Propriedades metalúrgicas. Bandeamento.

ABSTRACT

The competitiveness of the automotive market has increased the search for new metal alloys as new technologies are being developed. Among these materials, there is the alloy DIN 19CrNi6, used for gear manufacturing. However, to attend the product's required specifications, it's needed to create a proper production route, ensuring its quality and subsequent manufacture. Therefore, a local steel mill has studied heat treatment recipes in order to achieve its properties requirements, as hardness, microstructure and banding. This work aims at determining the most optimized thermal cycle for this specific alloy, which attains all quality determinations. It was studied its chemical composition, through optical emission spectroscopy analysis and its hardenability, through Jominy test. For a better thermal behaviour understanding, thermomechanical tests were made, aiming to obtain its CCT diagram, from which were developed new heat treatments. The samples were submitted to four thermal cycles of isothermal annealings, in laboratory scale, using different cooling rates of 1°C/s and 0,15°C/s, remaining in different temperature thresholds, these being 500°C, 600°C and 650°C. Were analysed metallurgical and mechanical properties through Brinell hardness test, traction, Charpy impact and metalography. Based on the obtained results, it was determined that the best thermal cycle was the one which used the cooling rate of 1°C/s and remained in the temperature threshold of 600°C, that, in addition to achieving the required specifications, has presented the best microstructural homogeneity.

Key-words: Gears. DIN 19CrNi5. CCT. Hardenability. Isothermal annealing. Mechanical properties. Metallurgical properties. Banding.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de equilíbrio binário Fe-C.	19
Figura 2. Influência da concentração do elemento de liga para a temperatura eutetoide.	20
Figura 3. Metalografias de amostras esferoidizadas em um ciclo de 16h em 700°C do aço 1060 para diferentes constituintes iniciais. a) Martensita, b) Bainita, c) Perlita Fina, d) Perlita Grossa..	22
Figura 4. Relação entre a morfologia da microestrutura de partida e o tempo de permanência com o grau de esferoidização obtido para aço carbono eutetoide	23
Figura 5. Análise da dependência do tempo para a razão de aspecto de diferentes morfologias de partículas de Cementita, utilizadas como microestruturas de partida para o tratamento de esferoidização de aço SAE 52100. A) Martensita, b) Bainita, c) Perlita Fina e d) Perlita Grossa.	24
Figura 6. Diagrama Fe-C, indicando as faixas de temperatura utilizadas para diferentes tratamentos térmicos.	25
Figura 7. Microestruturas do aço SAE 1080, mantido em patamares isotérmicos de a) 550°C, b) 625°C e c) 700°C, obtidas no MEV.	26
Figura 8. Gráfico de evolução do tamanho médio das bandas em função da taxa de resfriamento para aço 10B22 MOD.	28
Figura 9. Microestrutura do aço SAE 10B22 MOD após resfriamento de 0,10°C/s, apresentando bandeamento elevado	29
Figura 10. Microestrutura do aço SAE 10B22 MOD após resfriamento de 0,50°C/s, apresentando bandeamento quase isento.	29
Figura 11. Diagrama ilustrativo da formação da Bainita Superior e Inferior	30
Figura 12. Variação do limite de escoamento e de resistência com a fração volumétrica de Bainita.....	30
Figura 13. Exemplo de diagrama TRC para aço AISI 4130.	32
Figura 14. Curvas de temperabilidade Jominy para aços 1040, 5140, 8640, 4140 e 4340	34
Figura 15. Velocidades de resfriamento de diferentes pontos de um corpo de prova Jominy superpostas a um diagrama TRC (zona cinzenta).	35
Figura 16. Diagrama TRC ilustrando diferentes taxas de resfriamento para ciclos de tratamentos térmicos, juntamente com a microestrutura resultante associada, para aço eutetoide.	37
Figura 17. Diagrama de transformação isotérmica, indicando o patamar de transformação em uma determinada temperatura.	38
Figura 18. Engrenagens cilíndricas de dentes retos.	39
Figura 19. Engrenagens cilíndricas de dentes helicoidais	39
Figura 20. Engrenagens cônicas de dentes hipóides	40
Figura 21. Elementos básicos de ferramental para corte por cisalhamento. 1 – Punção, 2 – Matriz, 3 – Base da ferramenta, 4 – Material a ser cortado, f – Folga entre punção e matriz	41
Figura 22. Etapas do procedimento de corte por cisalhamento. 1 – Punção, 2 – Material, 3 – Matriz. Tem-se inicialmente a aplicação de uma tensão compressiva, que deforma o metal até atingir sua resistência máxima de cisalhamento, resultando na separação de suas	

partes	41
Figura 23. Exemplificação de processo de fabricação por forjamento. O material é posicionado nos moldes e, a partir da imposição de esforços compressivos, assume a forma da matriz.	42
Figura 24. Confeção de engrenagem a partir de operação de fresamento.	44
Figura 25. Macrografia de engrenagem após tratamento termoquímico de cementação. A camada formada pela difusão do carbono apresenta diferente coloração do restante do material.	45
Figura 26. Ilustração processo de aciaria para fabricação do material 19CrNi5. Fonte: Cedida por Gerdau Aços Especiais Charqueadas. Treinamento AEP-001 CONCEITOS BÁSICOS – ACIARIA.	50
Figura 27. Aço DIN 19CrNi5 após operação de laminação. Região da superfície. Observa-se a presença predominante de Bainita. Objetiva de 200x. Ataque Nital 2%.	52
Figura 28. Aço DIN 19CrNi5 após operação de laminação. Região central. Observa-se a presença predominante de Bainita e Martensita. Objetiva de 200x. Ataque Nital 2%.	52
Figura 29. Aço DIN 19CrNi5 após ciclo de tratamento térmico de recozimento. Observa-se a presença Perlita, Ferrita, Bainita e regiões esferoidizadas. Objetiva de 200x. Ataque Nital 2%.	53
Figura 30. Aço DIN 19CrNi5 após ciclo de retratamento com recozimento. Região do núcleo. Observa-se bandeamento severo. Objetiva de 100x. Ataque Nital 2%.	53
Figura 32. Barra de dimensões Ø 62 mm x 350 mm, destinada à simulação de tratamento térmico. 280mm de comprimento foi designado para posteriores ensaios de tração e impacto Charpy, enquanto 40mm para análises de metalografia e dureza, com descarte de 30 mm da extremidade.	54
Figura 33. Barra de dimensões Ø 62 mm x 280 mm, destinada aos ensaios de tração e impacto Charpy. ½ da barra foi destinado à confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração e ½ ao ensaio de impacto Charpy.	54
Figura 34. Barra de dimensões Ø 62 mm x 40 mm, destinada aos ensaios de dureza e metalografia.	54
Figura 35. Diagrama sumarizando as quantidades e dimensões para as amostras utilizadas para o estudo da liga 19CrNi5. *Metalografia: microestrutura e bandeamento.	55
Figura 36. Forno de marca SANCHIS, modelo HM12, utilizado para a simulação dos ciclos de tratamento térmico no presente estudo.	55
Figura 37. Espectrômetro de Emissão Óptica Modelo ARL – 4460 utilizado para a caracterização de composição química.	57
Figura 38. Corpos de prova do ensaio termomecânico embutidos em resina para análise de metalografia.	58
Figura 39. Simulador Termomecânico Gleeble 3500. Fonte: Cedida por Gerdau Aços Especiais Charqueadas.	58
Figura 40. Dimensões dos corpos de prova designados ao ensaio termomecânico.	59
Figura 41. Corpo de prova utilizado para o ensaio termomecânico, fixo na máquina por garras de cobre, com acoplamento de termopares na	

região central.....	59
Figura 42. Exemplo de utilização do método da tangente para determinação de temperaturas de transformação para taxa de resfriamento de 3°C/s.....	60
Figura 43. Esquema da montagem e fixação das amostras para confecção curva TRC. Fonte: Relatório técnico Gerdau Charqueadas.	61
Figura 44. Especificações dimensionais de corpo de prova forjado para ensaio Jominy, segundo ASTM A255	61
Figura 45. Corpo de prova aquecido e posicionado no equipamento resfriador, recebendo jato d'água em sua extremidade para realização do ensaio Jominy.	62
Figura 46. Medição de dureza para os pontos do corpo de prova do ensaio Jominy.	62
Figura 47. Equipamento para teste de dureza Brinell utilizado no presente estudo.	63
Figura 48. Diagrama apresentando os pontos de medição do ensaio de dureza.	63
Figura 49. Equipamento MFL – PSW 30/15, utilizado para avaliação de resultados de impacto Charpy para o aço DIN 19CrNi5.....	64
Figura 50. Dimensões para corpo de prova destinada ao ensaio de impacto Charpy.....	64
Figura 51. Escala de tensão de Von Mises apresentando os campos de tensões de microestruturas bandeadas na direção do carregamento uniaxial. A) F = 2,2kN (antes do escoamento), B) F = 2,8 kN (após escoamento).....	65
Figura 52. Equipamento Instron Universal – 300LX, utilizado para realização de ensaios de tração para o aço DIN 19CrNi5.....	67
Figura 53. Dimensões para corpo de prova destinada ao ensaio de tração	67
Figura 54. Taxa de resfriamento de 0,05°C/s. Microestrutura: P + F + Regiões esferoidizadas. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.....	69
Figura 55. Taxa de resfriamento de 0,10°C/s. Microestrutura: P + F + Regiões esferoidizadas. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	69
Figura 56. Taxa de resfriamento de 0,25°C/s. Microestrutura: F + P + B + Regiões esferoidizadas. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.....	69
Figura 57. Taxa de resfriamento 0,5 °C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.....	69
Figura 58. Taxa de resfriamento 1° C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2% Objetiva de 500x	69
Figura 59. Taxa de resfriamento 3°C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.....	69
Figura 60. Taxa de resfriamento 5 °C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	70
Figura 61. Taxa de resfriamento 8 °C/s. Microestrutura: F + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.....	70
Figura 62. Taxa de resfriamento 10 °C/s. Microestrutura: F + B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	70
Figura 63. Taxa de resfriamento 20 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	70

Figura 64. Taxa de resfriamento 30 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	70
Figura 65. Taxa de resfriamento 40 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	70
Figura 66. Taxa de resfriamento 50 °C/s. Microestrutura: M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	71
Figura 67. Diagrama TRC obtido através da simulação termomecânica do equipamento Gleeble para o aço 19CrNi5.	71
Figura 68. Gráfico da curva Jominy plotado em função dos resultados médios, contendo os respectivos desvios padrões, e curva obtida para a corrida analisada no estudo.	74
Figura 69. Gráfico comparativo entre curva Jominy obtida para aço 19CrNi5 com faixas de temperabilidade de ligas apresentadas na norma DIN 17210.	75
Figura 70. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	77
Figura 71. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	77
Figura 72. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	77
Figura 73. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	77
Figura 74. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	77
Figura 75. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	77
Figura 76. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento isento. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	78
Figura 77. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	78
Figura 78. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento leve. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	78
Figura 79. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	78
Figura 80. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento leve. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	78
Figura 81. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	78
Figura 82. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	79
Figura 83. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	79
Figura 84. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento moderado. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	79
Figura 85. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F. Região de meio raio. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.	79
Figura 86. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento moderado. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.	79
Figura 87. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F.	

Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.....	79
Figura 88. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.....	80
Figura 89. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região da sup. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.....	80
Figura 90. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento moderado. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x..	80
Figura 91. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x..	80
Figura 92. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento moderado. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.....	80
Figura 93. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.....	80
Figura 94. Material submetido ao Ciclo 3, evidenciando presença de Perlita Grossa. Ataque: Nital 2%.	83
Figura 95. Gráfico comparativo entre durezas obtidas para os quatro ciclos empregados na liga 19CrNi5 a meio raio, com seus respectivos desvios padrões, e faixa de dureza para aços da norma DIN 17210. ..	84
Figura 96. Gráfico comparativo entre as resistências ao impacto obtidas para os quatro ciclos empregados na liga 19CrNi5.	85
Figura 97. Resultados dos ensaios de tração para as quatro simulações de tratamentos térmicos. A) Resistência ao escoamento, B) Resistência Mecânica, C) Redução de Área, D) Alongamento.	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Subdivisão de aços-carbono.....	17
Tabela 2. Subdivisão de aços-liga.....	17
Tabela 3. Distribuição dos elementos de liga nos aços resfriados lentamente.....	18
Tabela 4. Estudo realizado para aço SAE 1080, relacionando-se a temperatura do patamar isotérmico com o espaçamento perlítico e dureza Vickers.....	26
Tabela 5. Tabulação de dados de difusão para elemento carbono.....	27
Tabela 6. Coeficientes de partição de elementos de liga no aço.....	27
Tabela 7. Faixas de temperaturas de conformação a quente para famílias de aço.....	43
Tabela 8. Exemplos de aços para endurecimento superficial, conforme DIN 17210.....	47
Tabela 9. Temperabilidade de aços para endurecimento superficial, conforme DIN 17210.....	48
Tabela 10. Dureza de aços para endurecimento superficial, com microestrutura de Ferrita e Perlita conforme DIN 17210.....	48
Tabela 11. Composição química para liga 19CrNi5.....	48
Tabela 12. Especificações de qualidade para liga 19CrNi5.....	52
Tabela 13. Composição química média do aço 19CrNi5 utilizado para o presente estudo.....	68
Tabela 14. Composição química média e desvio padrão para o aço 19CrNi5, correspondentes a seis corridas produzidas do material.....	68
Tabela 15. Parâmetros utilizados para as quatro simulações de tratamento térmico no presente estudo.....	72
Tabela 16. Resultado do ensaio Jominy do aço 19CrNi5 utilizado para o presente estudo.....	73
Tabela 17. Microestruturas encontradas no diagrama TRC obtido experimentalmente para o aço 19CrNi5, de acordo com a taxa de resfriamento empregada.....	76
Tabela 18. Resultado de análise de microestrutura para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	76
Tabela 19. Resultado de análise de bandeamento para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	76
Tabela 20. Coeficientes de difusão para o elemento carbono em função das temperaturas empregadas nos patamares isotérmicos.....	81
Tabela 21. Resultados das análises de dureza para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	83
Tabela 22. Resultados das análises de impacto Charpy para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	84
Tabela 23. Resultados das análises de tração para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	86
Tabela 24. Resultados da razão LE/LR para as quatro simulações de tratamentos térmicos.....	88

LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

α – Alfa;
 δ – Delta;
 γ – Gama;
Al – Alumínio;
B – Bainita;
C – Carbono;
CCC – Cúbica Corpo Centrado;
CFC – Cúbica Face Centrada;
Cr – Cromo;
Cu – Cobre;
D – Coeficiente de difusão;
F – Ferrita;
Fe – Ferro;
FEA – Forno de Arco Elétrico;
Fe₃C – Carboneto de Ferro/Cementita;
FeS – Sulfeto de Ferro
FP – Forno Panela;
LC – Lingotamento Contínuo;
LE – Limite de Escoamento;
LR – Limite de resistência;
M – Martensita;
Mn – Manganês;
Mo – Molibdênio;
Nb – Nióbio;
Ni – Níquel;
P – Perlita;
P – Fósforo;
PF – Perlita Fina;
PG – Perlita Grossa;
Qd – Energia de ativação para difusão;
R – Constante dos gases;
S – Enxofre;
Si – Silício;
TCC – Tetragonal de Corpo Centrado;
Ti – Titânio;
TRC – Transformação por Resfriamento Contínuo;
V – Vanádio;
W – Tungstênio;
Zr – Zircônio.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	
2. OBJETIVOS	
2.1. Problema de Pesquisa.....	16
2.2. Objetivo Geral.....	16
2.3. Objetivos Específicos.....	16
3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	17
3.1. Classificação dos aços.....	17
3.1.1. Efeitos dos elementos de liga.....	17
3.2. Diagrama de equilíbrio Fe-C e microconstituintes.....	19
3.2.1. Austenita.....	20
3.2.2. Ferrita.....	21
3.2.3. Cementita.....	21
3.2.3.1. Cementita esferoidizada.....	21
3.2.4. Perlita.....	25
3.2.4.1. Bandeamento.....	27
3.2.5. Bainita.....	29
3.2.6. Martensita.....	31
3.3. Diagramas de resfriamento contínuo (TRC).....	31
3.4. Temperabilidade.....	32
3.4.1. Ensaio Jominy.....	33
3.5. Relação curva Jominy e curva TRC.....	34
3.6. Tratamentos térmicos.....	35
3.6.1. Recozimento pleno.....	36
3.6.2. Recozimento isotérmico.....	37
3.7. Engrenagens.....	38
3.8. Processos de fabricação de engrenagens.....	40
3.8.1. Corte por cisalhamento.....	40
3.8.2. Forjamento.....	42
3.8.3. Usinagem e acabamento.....	44
3.8.4. Cementação.....	44
3.9. Aços para cementação e engrenagens.....	46

3.9.1. Aço DIN 19CrNi5	48
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	50
4.1. Material.....	50
4.2. Amostragem.....	53
4.3. Tratamentos térmicos	55
4.4. Métodos de caracterização	56
4.4.1. Espectrometria de Emissão Óptica (E.E.O.)	56
4.4.2. Ensaio metalográfico.....	57
4.4.3. Ensaio termomecânico Gleeble	58
4.4.4. Ensaio de temperabilidade Jominy	61
4.4.5. Ensaio de dureza HB.....	62
4.4.6. Ensaio de impacto Charpy	64
4.4.7. Ensaio de tração	66
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	68
5.1. Espectrometria de Emissão Óptica (E.E.O.)	68
5.2. Ensaio termomecânico Gleeble	68
5.3. Ensaio de temperabilidade Jominy	73
5.4. Simulações de tratamentos térmicos	76
5.4.1. Ensaio metalográfico.....	76
5.4.2. Ensaio de dureza HB.....	83
5.4.3. Ensaio de impacto Charpy	84
5.4.4. Ensaio de tração	86
6. CONSIDERAÇÕES FINAIS	90
7. CONCLUSÃO	93
8. PROPOSIÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	94
9. REFERÊNCIAS	95

1. INTRODUÇÃO

O processamento de aços destinados ao mercado automotivo é realizado de forma que os mesmos atendam às suas especificações de qualidade, a fim de que obtenha um desempenho adequado durante sua manufatura e como produto final. Dentre os componentes fabricados pela cadeia automotiva, tem-se engrenagens, que, devido ao constante desenvolvimento de tecnologias, estão sendo projetadas para suportarem esforços superiores, em decorrência de suas maiores resistências mecânicas, atreladas a valores satisfatórios de tenacidade.

O comportamento destas peças, ao longo de sua utilização, é influenciado por seu histórico de manufatura, desde a matéria-prima até suas etapas de finalização. Uma das rotas para a fabricação de engrenagens envolve o corte por cisalhamento, forjamento a quente, acabamento ou usinagem e, por fim, o tratamento termoquímico de cementação. Desta forma, é preciso que o projeto do material seja desenhado visando atender aos requisitos e necessidades de cada uma destas fases, devendo abranger composição química, temperabilidade, propriedades metalúrgicas e mecânicas, sendo estas últimas dependentes do ciclo de tratamento térmico aos quais o aço é submetido.

Tem-se, como exemplo de aço utilizado para fabricação de engrenagens, o DIN 19CrNi5, classificado como um aço de baixo carbono e de baixa liga. A adição de elementos de liga em sua composição, como cromo, níquel e manganês, contribui para sua tenacidade e resistência mecânica, propriedades necessárias para a vida útil destes componentes automotivos, assim como para sua temperabilidade. A temperabilidade elevada deste material faz com que ocorra formação de microestruturas indesejadas, citando-se Martensita e Bainita, que possuem efeitos negativos nas etapas prévias à cementação, caso não sejam empregados tratamentos térmicos adequados ou com baixas taxas de resfriamento. Tem-se que a microestrutura do aço é um dos fatores mais importantes a ser analisado, visto que influencia a dureza, resistência mecânica e ao impacto do material, determinantes para o sucesso das operações de corte e forjamento.

A fim de alcançar as propriedades solicitadas para a aplicação do aço em engrenagens automotivas, estavam sendo empregados diferentes ciclos térmicos de recozimento. Todavia, a receita térmica estabelecida não estava atendendo aos requisitos de microestrutura, fazendo com que aparecessem constituintes fora do equilíbrio do diagrama Fe-C, um elevado percentual de cementita esferoidizada e bandeamento severo, que resultava na obtenção de um material heterogêneo microestruturalmente, não desejável para a aplicação. Sendo assim, estudou-se novos tratamentos de recozimentos isotérmicos, variando-se as suas taxas de resfriamento e suas temperaturas dos patamares de transformação, com o objetivo de obter materiais perlíticos e ferríticos, com homogeneidade microestrutural e com propriedades mecânicas adequadas.

2. OBJETIVOS

2.1. Problema de Pesquisa

Qual é o ciclo de tratamento térmico mais indicado para o aço DIN 19CrNi5 que possibilitaria a obtenção das especificações de microestrutura, bandeamento e dureza desejadas?

2.2. Objetivo Geral

Definir o ciclo de tratamento térmico para o aço DIN 19CrNi5, através de resultados do seu diagrama TRC, obtido experimentalmente por meio de ensaios termomecânicos, visando à obtenção das especificações de microestrutura perlítica e ferrítica, severidade máxima de bandeamento moderada e dureza máxima de 240HB.

2.3. Objetivos Específicos

- Elaborar diagrama TRC do aço DIN 19CrNi5 através de ensaio termomecânico Gleeble;
- Analisar a temperabilidade através do ensaio Jominy e comparar com diagrama TRC obtido experimentalmente;
- Simular ciclos de tratamentos térmicos em escala laboratorial, determinados a partir da análise do diagrama TRC obtido experimentalmente;
- Analisar resultados de cada simulação, através de ensaios de dureza Brinell, metalografia, impacto Charpy e tração;
- Determinar qual a receita de tratamento mais adequada para a aplicação.

3. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

3.1. Classificação dos aços

Ligas ferrosas são aquelas em que o ferro é o componente principal do material, embora outros elementos possam também estar presentes. Existem três tipos de ligas: ferro, aço e ferro fundido. A primeira contém menos que 0,008% do elemento intersticial carbono, enquanto aço é a liga ferro-carbono contendo geralmente 0,008% a 2,11% do constituinte, embora seja encontrado majoritariamente abaixo de 1%. Possui maior importância comercial por sua versatilidade de aplicações e propriedades. Os ferros fundidos, por sua vez, são classificados como ligas ferrosas, que contêm uma faixa de carbono entre 2,11% a 6,68%, com maior importância comercial aqueles abaixo de 4,5% [1].

É possível dividir os aços em aços-carbono e aços-liga. Aços-carbono são constituídos por ferro e carbono, com a presença de elementos residuais, estes resultantes dos processos de fabricação, como manganês, enxofre, fósforo e silício. Aços-liga possuem adição de outros elementos em teores acima dos que são considerados usuais. A incorporação de elementos de liga é realizada com o objetivo de otimizar certas propriedades do material, citando-se dureza, resistência mecânica e ao impacto. Há modificação e estabilização dos microconstituintes, formados pelas transformações de fases, de acordo com a influência de cada componente adicionado [2]. As subdivisões destas classificações são apresentadas na **Tabela 1** e na **Tabela 2**.

Tabela 1. Subdivisão de aços-carbono.

Subdivisão	Descrição
Baixo teor de carbono	Carbono inferior a 0,30%
Médio teor de carbono	Carbono entre 0,30% a 0,60%
Alto teor de carbono	Carbono entre 0,60% a 2,11%

Fonte: Informações compiladas pela autora, adaptadas de [2].

Tabela 2. Subdivisão de aços-liga.

Subdivisão	Descrição
Baixo teor de liga	Soma de elementos de liga abaixo de 8%
Alto teor de liga	Soma de elementos de liga acima de 8%

Fonte: Informações compiladas pela autora, adaptadas de [2].

3.1.1. Efeitos dos elementos de liga

A incorporação de elementos de liga na composição química dos aços, como manganês, cromo, níquel e cobre, provoca efeitos sobre as propriedades mecânicas, microestruturas e sobre os ciclos de tratamentos térmicos definidos para as aplicações. O nível em que estas características são modificadas depende do teor dos componentes introduzidos e do caráter de sua interação com os principais elementos do aço, sendo estes ferro e carbono [3]. As principais alterações são [2]:

- Alteração da temperabilidade do material, através do deslocamento das curvas de início e fim de transformação da Austenita em diagramas TRC e TTT. A adição de elementos que aumentam a temperabilidade permite a têmpera de seções mais espessas e a utilização de meios mais brandos de resfriamento;
- Alteração na velocidade de dissolução da Cementita durante ciclos de aquecimento, em decorrência de mudanças na temperatura de austenitização;
- Aumento da temperatura de revenido, o que facilita a remoção de tensões internas e retarda o amolecimento do aço;
- Aumento da dureza e resistência mecânica da Ferrita, com a formação de soluções sólidas ou com a formação de carbonetos, que aumenta conforme se eleva o teor de carbono. Tem-se, como consequência, uma resistência ao desgaste superior, porém, em quantidades superiores, pode resultar em perda de ductilidade. A **Tabela 3** apresenta a distribuição e tendência de elementos de liga para serem solubilizados ou para formarem carbonetos em ciclos de resfriamento lentos;
- Formação de inclusões não metálicas, que podem prejudicar o desempenho em fadiga do material ou auxiliar em etapas de usinagem. A tendência para formação de inclusões também é apresentada na **Tabela 3**;
- Aumento da resistência à corrosão, principalmente com a adição de cromo, níquel e cobre.

Tabela 3. Distribuição dos elementos de liga nos aços resfriados lentamente.

Dissolvido na Ferrita	Combinado na forma de Carboneto	Na forma de inclusões não metálicas
Ni	-	-
Si	-	SiO ₂ .M _x O _y
Al	-	Al ₂ O ₃
Zr	-	ZrO ₂
Cu	-	-
P	-	-
Mn (forte)	Mn (fraca)	MnS, MnO.SiO ₂
Cr (forte)	Cr (moderada)	Cr _x O _y
W (fraca)	W (moderada)	-
Mo (fraca)	Mo (moderada)	-
V (muito fraca)	V (forte)	V _x O _y
Ti (muito fraca)	Ti (forte)	Ti _x O _y
Nb (muito fraca)	Nb (forte)	-

Fonte: [2].

3.2. Diagrama de equilíbrio Fe-C e microconstituintes

O sistema ferro-carbono é apresentado em um sistema de liga binária, tendo-se como parâmetros temperatura e composição química destes elementos. Representa a relação destas variáveis com as fases em equilíbrio, fornecendo informações acerca das microestruturas esperadas resultantes das transformações de fases [1]. Ilustra transformações de aços e ferros fundidos, classificados conforme seção 3.1. O diagrama Fe-C está apresentado na **Figura 1**.

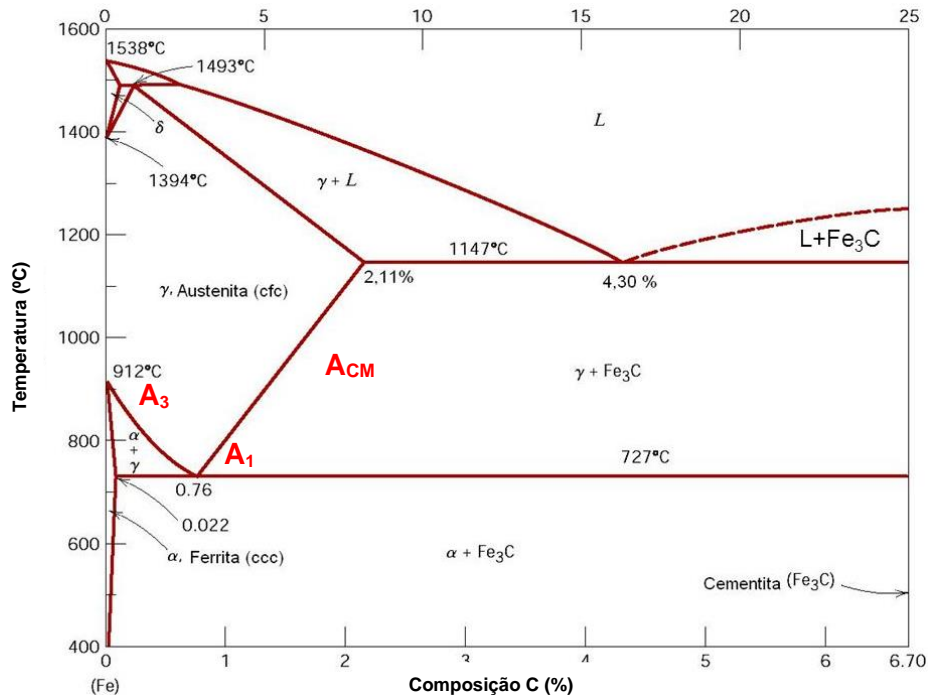
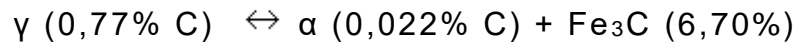


Figura 1. Diagrama de equilíbrio binário Fe-C. Fonte: Modificada de [4].

Antes do ferro puro fundir, durante um ciclo de aquecimento, este apresenta duas mudanças de estruturas cristalinas. Em temperatura ambiente, é estável na forma de Ferrita CCC (ferro α), enquanto, acima de 912°C , esta fase se transforma polimorficamente para Austenita CFC (ferro γ), normalmente não estável a baixas temperaturas. Ao ultrapassar 1394°C , há a posterior modificação para a fase Ferrita δ , também de estrutura cristalina CCC, onde se funde a 1538°C . Tais alterações são visíveis ao longo do eixo vertical da região esquerda do diagrama Fe-C [1] [5].

O carbono forma uma solução sólida com a Ferrita, α e δ , assim como com a Austenita. Na Ferrita α , tem-se como solubilidade máxima de 0,022% a 727°C , explicada pelos espaçamentos intersticiais limitados de sua estrutura cristalina, enquanto, para a Austenita, tem-se 2,14% a 1147°C . Na concentração de 6,68%, há formação do composto intermediário Cementita (Fe_3C), podendo-se também nomear o diagrama de equilíbrio como Fe- Fe_3C . Forma-se quando o limite de solubilidade do carbono é excedido, sendo classificada como um composto metaestável, visto que é estável à temperatura ambiente, porém, com aquecimento, pode se decompor em Ferrita ou Grafita [1].

Em 727°C, observa-se no diagrama um ponto invariante eutetoide para a composição de 0,77% de carbono. Define-se como aços hipoeutetoides aqueles que possuem teor de carbono abaixo de 0,77%, eutetoides para 0,77% e hipereutetoides acima de 0,77%. A reação de transformação esta apresentada abaixo [2].



A direção da reação é definida pelo ciclo térmico empregado. Ciclos de aquecimento resultam na transformação de Ferrita e Cementita para Austenita, enquanto, de resfriamento, na decomposição da Austenita [1]. Para aços hipoeutetoides e eutetoides, a completa dissolução da Austenita só ocorrerá acima da linha limite A₃. Para hipereutetoides, acima da linha A_{cm}, informações relevantes para determinação de tratamentos térmicos que exigem completa dissolução dos constituintes prévios. Estas temperaturas críticas, assim como o ponto de inflexão eutetoide, podem ser modificadas com a adição de elementos de liga. Elementos estabilizadores de Austenita abaixam estes valores e componentes estabilizadores de Ferrita os elevam [2]. A **Figura 2** ilustra o efeito da concentração dos elementos de liga para a temperatura eutetoide.

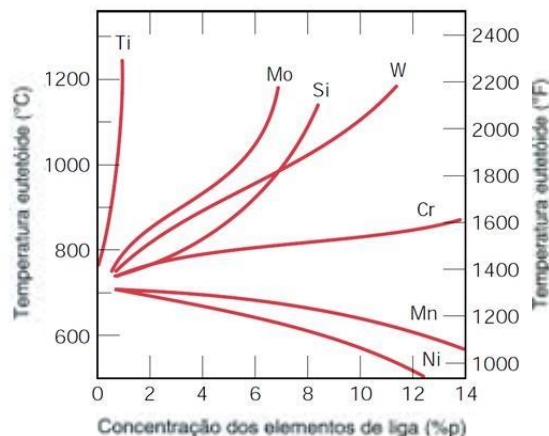


Figura 2. Influência da concentração do elemento de liga para a temperatura eutetoide. Fonte: Modificada de [2].

3.2.1. Austenita

Austenita é a fase dos aços que só é estável a temperaturas acima de 727°C, exceto quando há adições significativas de elementos estabilizantes do constituinte. Define-se como uma solução sólida de carbono em Ferro γ que, na temperatura de 1147°C, atinge seu maior limite de solubilidade, sendo este 2,11%. O valor elevado é devido à distribuição do elemento nos interstícios de sua célula unitária de estrutura cristalina CFC.

Devido à elevada solubilidade desta fase, a maioria dos tratamentos térmicos tem início com o aquecimento do material em uma temperatura acima de sua austenitização, em que há a dissolução de

elementos de liga simultaneamente a sua transformação. É então constituída por grãos poligonais irregulares, apresentando boa resistência mecânica e tenacidade satisfatória [2].

3.2.2. Ferrita

Ferrita é a solução sólida de carbono em ferro α , que, durante o resfriamento, origina-se a partir da zona crítica, entre as temperaturas A_1 e A_3 , por transformação alotrópica do ferro γ . É estável a temperatura ambiente, apresentando uma estrutura cristalina CCC, que consegue manter dissolvidas pequenas quantidades de impurezas inerentes do processo, como silício, fósforo e manganês. A solubilidade máxima do carbono nesta fase é de apenas 0,02% a 727°C, justificada pelas posições intersticiais octaédricas de sua estrutura. A presença dos átomos nestas regiões gera deformações excessivas na microestrutura, que segue sendo cúbica e não aceitando uma maior dissolução do elemento [2][6].

É caracterizada por ter uma estrutura de grãos poligonais irregulares. Se comparada aos demais microconstituintes dos aços, é pouco dura e com baixa resistência a tração, em torno de 270MPa, com alta ductilidade e elevada resistência ao impacto [2].

3.2.3. Cementita

Cementita é o nome dado ao carboneto de ferro Fe_3C , constituinte estequiométrico do diagrama Fe-C, com aproximadamente 6,68% de carbono. É uma estrutura ortorrômbica, formada quando a solubilidade do carbono na matriz de ferro é excedida. Por consequência, à medida em que se aumenta o teor deste elemento no material, tem-se uma maior proporção do constituinte formado. Pode apresentar diversas morfologias e tamanhos, que dependem da história térmica e de tratamentos térmicos do aço, entre elas na forma de lamelas e esferoiditas, que, em conjunto com a Ferrita, contribuem para o aparecimento de diferentes microestruturas nas ligas. Apresenta elevada dureza e fragilidade, sendo responsável pela elevada resistência de aços de alto carbono [2].

3.2.3.1. Cementita esferoidizada

A microestrutura de materiais esferoidizados é caracterizada por carbonetos de morfologia esférica, distribuídos em uma matriz ferrítica [7]. A **Figura 3** apresenta microestruturas esferoidizadas, obtidas a partir de diferentes constituintes iniciais, por um tratamento de 16h em 700°C para o aço CK60 ou seu equivalente AISI 1060.

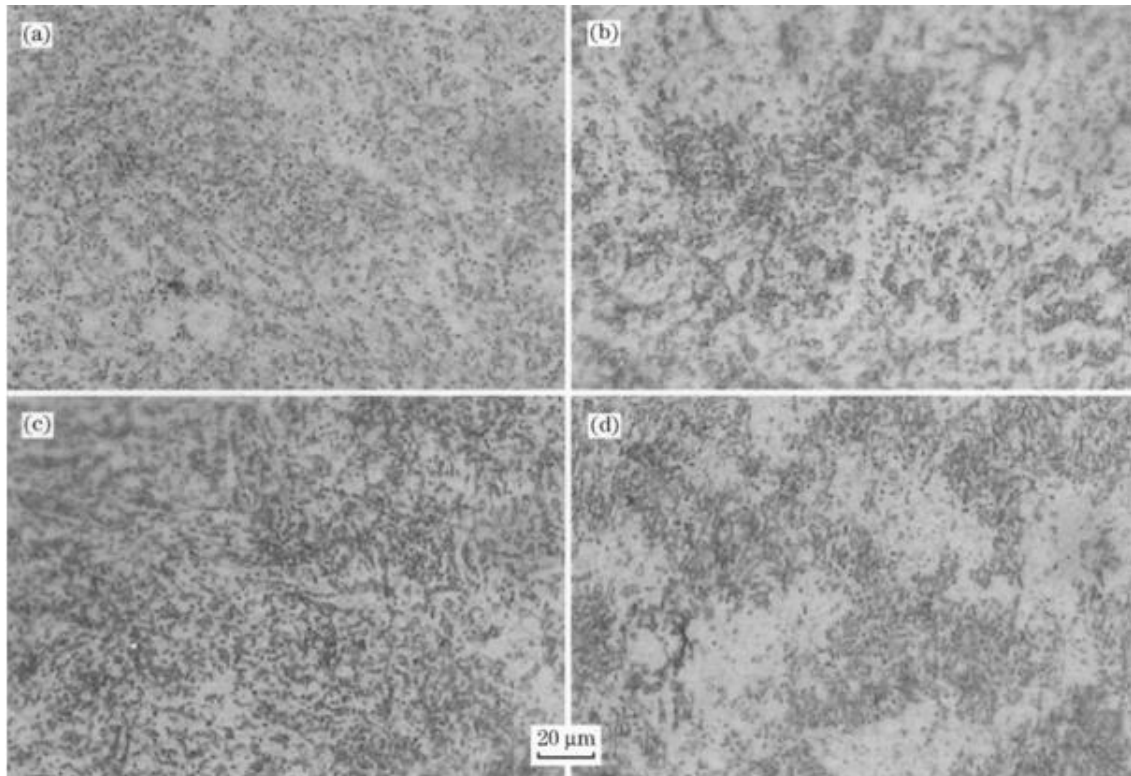


Figura 3. Metalografias de amostras esferoidizadas em um ciclo de 16h em 700°C do aço 1060 para diferentes constituintes iniciais. a) Martensita, b) Bainita, c) Perlita Fina, d) Perlita Grossa. Fonte: [8].

A microestrutura esferoidizada é a mais estável, visto que a força motriz termodinâmica para a sua formação é a redução de energia superficial entre a Ferrita e os carbonetos, possuindo uma menor razão entre a sua área superficial e volume. É formada quando há o aquecimento do material a uma temperatura elevada, permanecendo neste patamar térmico por um período suficiente para que ocorra a difusão, nucleação e crescimento das partículas esféricas [5].

O início da transformação acontece no campo subcrítico de equilíbrio da Cementita e Ferrita, ou através do aquecimento da microestrutura até a região de equilíbrio da Austenita e Cementita. As partículas formadas coalescem, onde há a dissolução das partículas menores em detrimento das maiores, com um mecanismo de redução de energia interfacial. A área total de interface entre as duas fases é reduzida, assim como a energia interfacial do sistema. É dependente da difusão do carbono, assim como de outros elementos de liga, que se difundem na direção das esferas maiores pela matriz austenítica ou ferrítica [8] [5].

Dentre os fatores que influenciam a formação de microestruturas esferoidizadas estão a microestrutura prévia, conforme apresentado na **Figura 3**, e o ciclo de tratamento térmico. Alterações nestes aspectos afetam a difusão do aço e, como consequência, a tendência para se obter os constituintes esféricos. O processo, como um todo, é induzido pela morfologia da superfície da cementita. A esferoidização ocorre mais rapidamente quando a microestrutura de partida é constituída por Cementita na forma de Bainita ou Martensita, ou seja, constituintes metaestáveis e com energia interfacial elevada, embora também possa

ocorrer com Perlita. Para a Bainita, as finas partículas de carbeto dispersas na sua estrutura comportam-se como sítios de coalescimento, assim como, para a Martensita, a elevada concentração de discordâncias facilita a difusão dos elementos. Tem-se como afirmação que, quanto maior a área de interface e refino da estrutura, maior será a força motriz e seu efeito para a esferoidização do material [9]. A **Figura 4** ilustra tal comportamento a partir da relação entre a morfologia da microestrutura de partida, Perlita, submetida a diferentes tempos de permanência na temperatura de 700°C, com o grau de esferoidização obtido para aço carbono eutetoide.

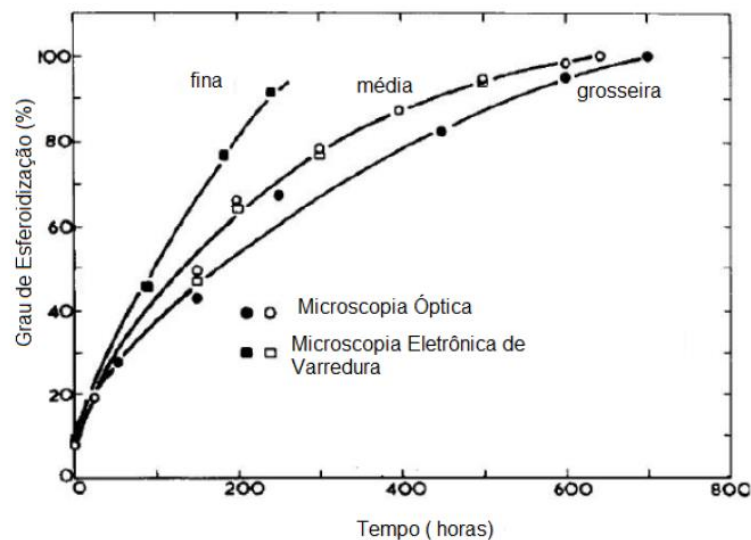


Figura 4. Relação entre a morfologia da microestrutura de partida e o tempo de permanência com o grau de esferoidização obtido para aço carbono eutetoide. Fonte: [9].

A **Figura 5** apresenta a razão de aspecto de partículas de carboneto em função do tempo do tratamento de esferoidização para quatro microestruturas de partida distintas de um aço SAE 52100: Martensita, Bainita, Perlita Fina e Perlita Grossa. O valor 1 corresponde à Cementita globular, enquanto 0 à Cementita na forma de lamela. As partículas decorrentes da Perlita Grossa possuem a menor razão de aspecto depois do recozimento para esferoidização, concluindo-se que não apenas possuem a mais lenta cinética de transformação, assim como os carbonetos permaneceram relativamente alongados após um tempo considerável. Ainda neste estudo, foram comparados diferentes tempos de esferoidização para se alcançar uma dureza de 235HV. Para a microestrutura de partida constituída por Martensita o tempo foi de 10h, Bainita de 12h, Perlita Fina de 13h e Perlita Grossa de 15h [10].

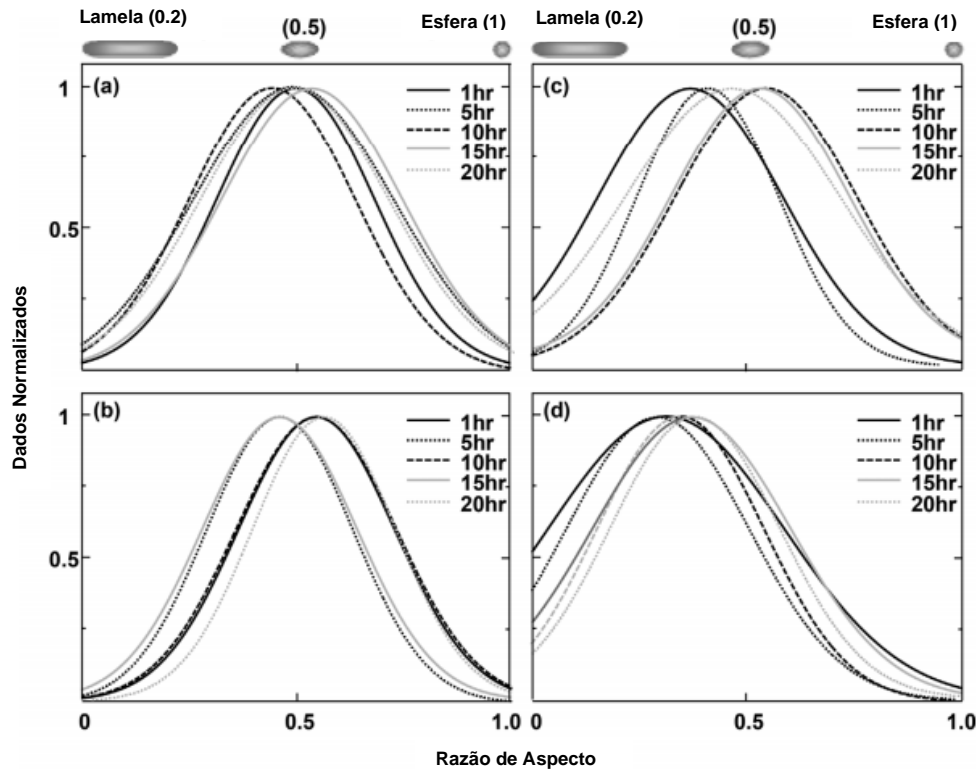


Figura 5. Análise da dependência do tempo para a razão de aspecto de diferentes morfologias de partículas de Cementita, utilizadas como microestruturas de partida para o tratamento de esferoidização de aço SAE 52100. A) Martensita, b) Bainita, c) Perlita Fina e d) Perlita Grossa. Fonte: Modificada de [10].

Tratamentos térmicos que utilizam ciclos com temperaturas inferiores a A_1 , em que não há austenitização do material, como recozimentos subcríticos, resultam em graus maiores de esferoidização. A estrutura prévia é alterada através de mecanismos termo ativados, citando-se recuperação, recristalização, crescimento de grão e aglomeração de carbonetos. A microestrutura não é dissolvida, como ocorre em temperaturas acima da A_3/A_{cm} , mas sim transformada para a morfologia de esferas. O tamanho e quantidade final dos carbonetos globulizados são controlados com o tempo e a temperatura estabelecidas no ciclo térmico, não ocorrendo alterações nas quantidades relativas das fases Ferrita e Cementita [1] [9]. A **Figura 6** ilustra faixas de temperatura utilizadas em diferentes ciclos térmicos, apontando a região subcrítica em que é realizada a esferoidização.

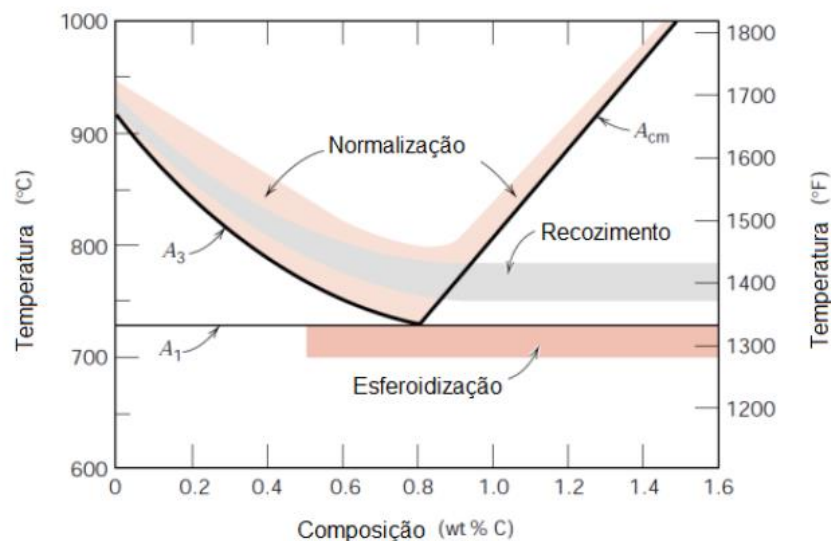


Figura 6. Diagrama Fe-C, indicando as faixas de temperatura utilizadas para diferentes tratamentos térmicos. Fonte: [1].

É possível também obter um material esferoidizado através de ciclos de recozimentos plenos com a utilização de baixas taxas de resfriamento, que fornecem tempo para que a estrutura formada sofra alterações, mesmo quando já se encontram abaixo da temperatura A_3/A_{CM} . Ainda, a presença de elementos, como cromo e manganês, tende a acelerar o processo de esferoidização, pois estabilizam a Cementita já formada na Austenita, reduzindo sua solubilização e favorecendo o coalescimento. Estes elementos de liga são expulsos da Cementita, em resposta ao aumento da solubilidade da Ferrita em elevadas temperaturas, promovendo uma maior concentração ao redor das partículas. Portanto, nestas regiões, há o deslocamento da linha A_3/A_{CM} para temperaturas superiores, constituindo a estabilização da fase γ [11].

3.2.4. Perlita

A Perlita é o produto microestrutural proveniente da reação eutetoide da decomposição da Austenita. Define-se como a mistura mecânica de Ferrita e Cementita, na forma de lamelas dispostas alternadamente. Suas propriedades mecânicas, portanto, são intermediárias entre estes dois constituintes, dependentes do tamanho e distribuição dos carbonetos de ferro, com resistência a tração média de 740MPa [2].

Sua precipitação tem início ao atingir a temperatura de 727°C durante o resfriamento de aços hipoeutetoides e eutetoides. Em virtude da baixa solubilidade do carbono na Ferrita, a quantidade excedida do elemento migra para regiões adjacentes, nucleando a Cementita nos contornos de grão e prosseguindo até o centro do aço, formando as lamelas alternadas. A razão de espessura destas lamelas de Ferrita e Cementita é de aproximadamente 8 para 1, embora a espessura absoluta dependa da temperatura de transformação isotérmica. Com a utilização de temperaturas logo abaixo da linha de reação eutetoide,

são produzidas lamelas espessas, que constituem a Perlita Grossa. Há taxas de difusão elevadas, de maneira que os átomos de carbono podem se difundir a distâncias grandes. Com a diminuição da temperatura, tem-se, como consequência, uma queda da taxa de difusão, fazendo com que as lamelas se tornem progressivamente mais finas. Quanto menor a temperatura de transformação isotérmica, mais fina é a Perlita e maior a sua dureza [12]. Esta afirmação pode ser comprovada com o estudo realizado no aço SAE 1080, em que os materiais foram submetidos a diferentes patamares isotérmicos durante o resfriamento, sendo estes em 550°C, 625°C e 700°C. Com a análise do espaçamento interlamelar médio da Perlita e do ensaio de microdureza Vickers, concluiu-se que o patamar de 550°C produziu os menores espaçamentos e a maior dureza, conforme apresentado na **Tabela 4** e **Figura 7**.

Tabela 4. Estudo realizado para aço SAE 1080, relacionando-se a temperatura do patamar isotérmico com o espaçamento perlítico e dureza Vickers.

Patamar Isotérmico (°C)	Espaçamento Interlamelar Médio Perlita (mm)	Dureza Vickers (HV)
550	70	381
625	128	320
700	243	224

Fonte: [13].

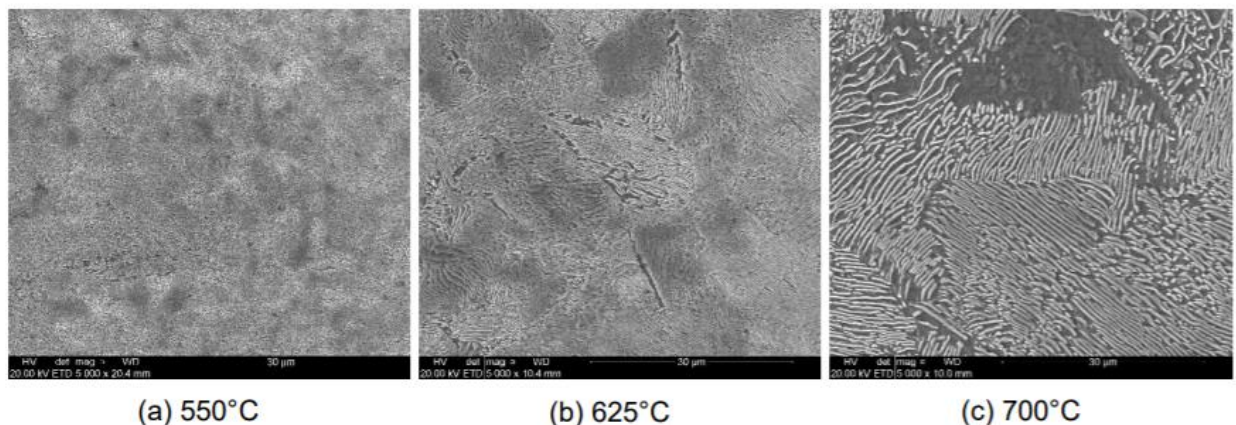


Figura 7. Microestruturas do aço SAE 1080, mantido em patamares isotérmicos de a) 550°C, b) 625°C e c) 700°C, obtidas no MEV. Fonte: [13].

A influência da temperatura na difusão do carbono, que resulta na formação das diferentes morfologias de Perlita, é expressa pela **Equação 1** [1]:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad \text{Equação 1}$$

Sendo a espécie em difusão o carbono, a **Tabela 5** apresenta os valores das variáveis apresentadas, para substituição em função de

temperaturas específicas. D corresponde ao coeficiente de difusão, D_0 à uma constante independente da temperatura, Q_d à energia de ativação, R à constante dos gases e T à temperatura absoluta.

Tabela 5. Tabulação de dados de difusão para elemento carbono.

Espécie em difusão	Metal hospedeiro	D_0 (m ² /s)	Q_d (kJ/mol)	R (J/mol.K)
C	α - Fe	$6,2 \times 10^{-7}$	80	8,31
C	γ - Fe	$2,3 \times 10^{-5}$	148	8,31

Fonte: [1].

3.2.4.1. Bandeamento

O bandeamento é uma estrutura típica do trabalho a quente, manifestado pela formação de bandas alternadas de Perlita e Ferrita ou de outros constituintes, paralelas à direção de laminação. Desenvolve-se em produtos de aço, em especial de baixo carbono [14]. Na estrutura resultante do bandeamento, apresenta-se uma variação considerável do teor de carbono, embora este elemento intersticial possua facilidade para se difundir e para se homogeneizar em tratamentos acima da zona crítica de austenitização [6].

O mecanismo de formação do bandeamento pode ser explicado através da segregação dos elementos substitucionais. Quando o aço é submetido a temperaturas acima de A_3/A_{cm} , esta segregação não é eliminada devido à baixa difusividade destes elementos. Elementos como enxofre, fósforo, cromo, manganês, níquel, silício e carbono são mais comumente encontrados nas regiões segregadas, normalmente regiões centrais, pela menor velocidade de resfriamento e solidificação, devido a seus coeficientes de partição, apresentados na **Tabela 6** [15]. O fator de partição é definido como a razão entre a concentração de soluto no sólido e no líquido a uma dada temperatura. Quanto menor for este valor, maior a tendência de segregação, embora seu teor também influencie neste resultado. [5].

Tabela 6. Coeficientes de partição de elementos de liga no aço.

Elemento	k Austenita	k Ferrita
Cr	0,95	0,85
Mn	0,90	0,75
Ni	0,83	0,95
Si	0,83	0,50
C	0,20	0,30
P	0,13	0,06
S	0,02	0,05

Fonte: [15].

Estes elementos, presentes em bandas segregadas, diminuem a temperatura A_3/A_{cm} se forem gamagênicos, ou a elevam, se forem alfa-gênicos. Se, em um resfriamento lento das zonas segregadas, o comportamento gamagênico dos solutos for predominante, as zonas não segregadas serão as primeiras a se transformar em bandas de Ferrita, expulsando o carbono que estava dissolvido para originar uma banda

de Perlita. Na situação inversa, com a predominância do caráter alfacênico, as zonas segregadas se formarão primeiro e as bandas de Perlita apareceriam em zonas não segregadas [16].

Em outras palavras, tem-se diferentes composições químicas para diferentes regiões do material, com o deslocamento da curva TRC destas áreas e, por consequência, a alteração do comportamento da decomposição da Austenita. A decomposição tem início nas regiões menos ricas em elementos de liga que estabilizariam esta fase. Com taxas de resfriamento lentas, que permitem a difusão do carbono, há rejeição deste elemento pelas regiões que já se transformaram em Ferrita, devido à diminuição de sua solubilidade pela queda de temperatura, e concentração deste nas regiões que permanecem austeníticas. A posterior transformação destas regiões de segregação resulta na formação de estruturas ricas em carbono, com o aparecimento de Perlita em aços de médio e baixo carbono [6].

Com a utilização de taxas de resfriamento rápidas, entretanto, não há tempo suficiente para que ocorra segregação do carbono e de outros elementos durante a decomposição da Austenita [6]. Foi realizado um estudo para o aço SAE 10B22 MOD que comprovou esta afirmação. Neste trabalho, resfriou-se amostras do material com diferentes taxas, que variaram entre 0,1°C/s a 4°C/s para avaliação da distribuição do tamanho das bandas formadas. Concluiu-se que a velocidade de resfriamento possui influência significativa no grau de bandeamento, sendo este mais severo para a taxa de 0,10°C/s, porém já não mais expressivo em taxas acima de 0,50°C/s, conforme ilustrado nas **Figura 8**, **Figura 9** e **Figura 10** [14].

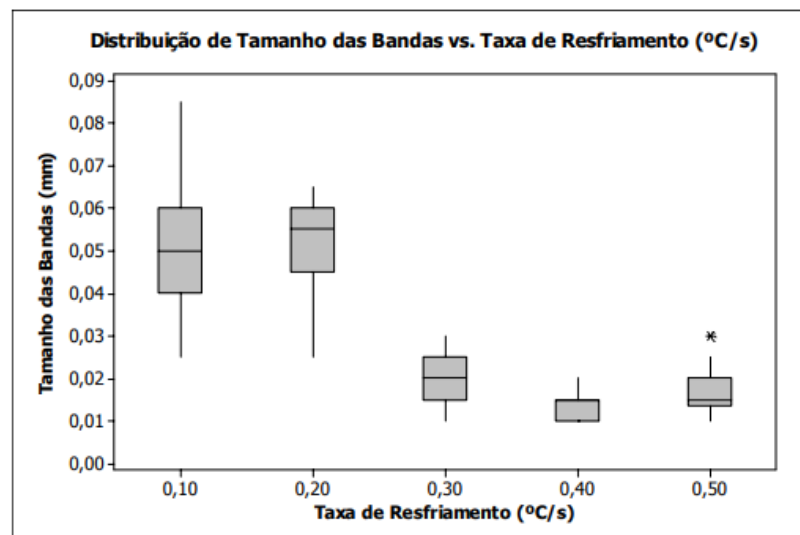


Figura 8. Gráfico de evolução do tamanho médio das bandas em função da taxa de resfriamento para aço 10B22 MOD. Fonte: [14].

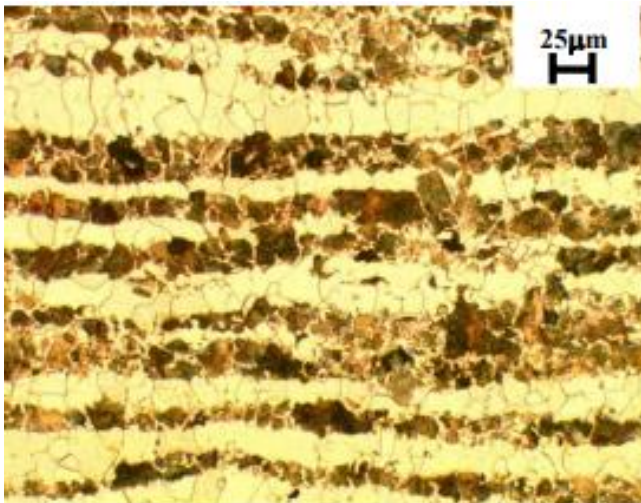


Figura 9. Microestrutura do aço SAE 10B22 MOD após resfriamento de $0,10^{\circ}\text{C/s}$, apresentando bandejamento elevado. Fonte: [14].

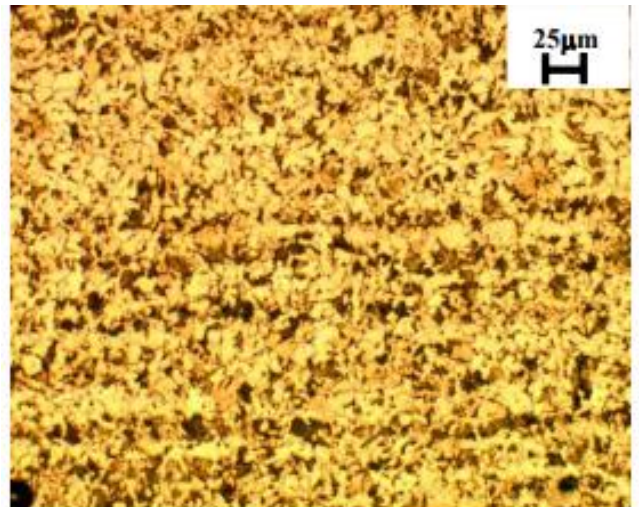


Figura 10. Microestrutura do aço SAE 10B22 MOD após resfriamento de $0,50^{\circ}\text{C/s}$, apresentando bandejamento quase isento. Fonte: [14].

Além do emprego de taxas elevadas de resfriamento, pode-se propor um balanceamento químico mais adequado e a utilização de agitação eletromagnética durante o processo de solidificação no lingotamento contínuo, para diminuir a segregação de seus elementos [14]. A redução do grau de bandejamento é importante para a obtenção de uma estrutura homogênea, com conseqüente melhoria nas propriedades mecânicas do material e de seu desempenho como produto. Estruturas bandeadas, por exemplo, possuem efeito negativo sobre a usinabilidade dos aços, também influenciando à susceptibilidade à fratura frágil e a velocidade de propagação de fissura por fadiga [17].

3.2.5. Bainita

De maneira similar à Perlita, a Bainita também é uma mistura das fases Ferrita e Cementita, sendo dependente da difusão do carbono entre estes constituintes. As fases não estão dispostas na forma de lamelas, mas apresentadas em duas morfologias possíveis: Bainita Superior em ripas, que se forma em temperaturas logo abaixo da formação da Perlita (em torno de 540°C), e Bainita Inferior em placas (em torno de 300°C), que se forma em temperaturas menores [12]. Não é prevista no diagrama Fe-C por não ser um constituinte formado nas condições de equilíbrio com o emprego de resfriamento lento.

A Bainita Superior é formada por finas ripas de Ferrita com Cementita precipitada em seus contornos de grão. Em contrapartida, a Bainita Inferior se apresenta como agulhas de Ferrita, similar à Martensita, com presença de Cementita em seu interior e nos contornos de grão, conforme ilustrado na **Figura 11** [18].

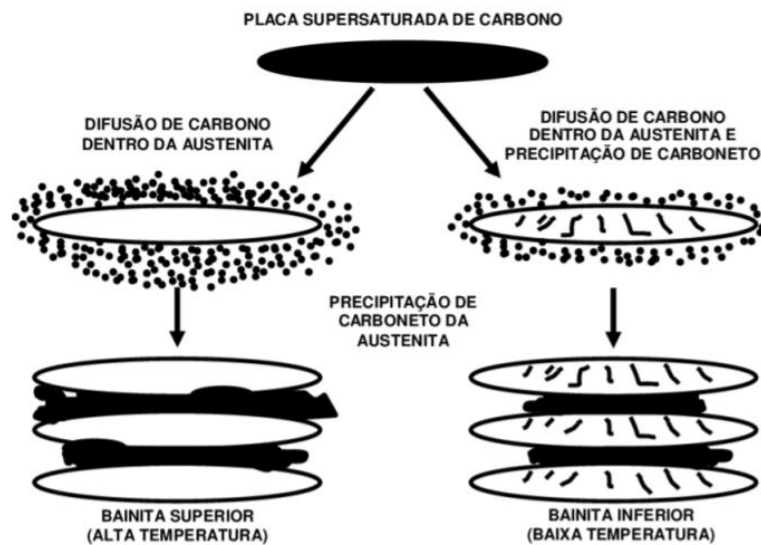


Figura 11. Diagrama ilustrativo da formação da Bainita Superior e Inferior. Fonte: Modificado de [18].

Em termos de propriedades mecânicas, quanto mais baixa for a temperatura de formação de Bainita, mais fina é a dispersão de carbonetos e maior a dureza e resistência mecânica do aço. Este elevado valor de resistência é atribuído à estrutura de cristais relativamente finos de Ferrita, alta densidade de discordância dentro dos mesmos e à fina distribuição de Cementita. A microestrutura de Bainita Inferior assemelha-se à Martensita revenida em termos de resistência mecânica e dureza, com superior tenacidade. A **Figura 12** ilustra a variação do limite de escoamento e resistência com o aumento da fração volumétrica de Bainita na microestrutura. A Bainita Superior, devido às partículas grosseiras de Cementita entre as ripas de Ferrita e aos planos comuns de clivagem paralelos, apresenta baixa ductilidade e tenacidade [12].

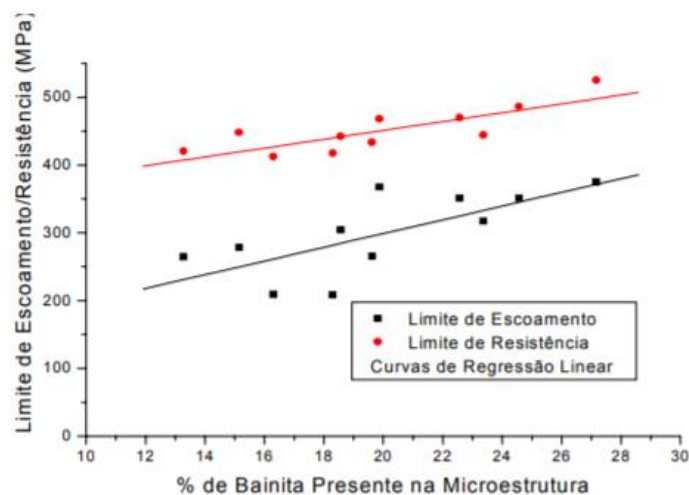


Figura 12. Variação do limite de escoamento e de resistência com a fração volumétrica de Bainita. Fonte: [19].

3.2.6. Martensita

Com a utilização de taxas de resfriamento suficientemente lentas e em baixas temperaturas, a Austenita se transforma nas fases previstas pelo diagrama Fe-C, sendo estas os microconstituintes Ferrita e Cementita. A decomposição ocorre através da difusão do carbono, cuja solubilidade no Ferro α é limitada. Todavia, o emprego de taxas elevadas de resfriamento resulta na obtenção de Martensita, constituinte termodinamicamente metaestável, que apresenta a mesma composição química que a Austenita prévia [20].

A Martensita pode ser definida como uma Ferrita supersaturada em carbono. As altas velocidades de resfriamento fazem com que a difusão seja suprimida e, como resultado, não há migração do carbono, que levaria à formação das fases de equilíbrio. Os átomos do elemento ocupam sítios intersticiais octaédricos da matriz metálica que, devido ao mecanismo adifusional de sua transformação, leva a uma distorção tetragonal da estrutura cúbica, convertendo-a para Tetragonal de Corpo Centrado (TCC) [20]. À medida que o conteúdo de carbono se eleva na receita do aço, mais sítios intersticiais são preenchidos, aumentando a tetragonalidade de sua estrutura.

Com o aquecimento desta microestrutura, a uma temperatura que o carbono possua mobilidade, este elemento irá se difundir para formar carbonetos. Tem-se um relaxamento da tetragonalidade, decompondo-se para fases presentes no diagrama Fe-C, constituindo a etapa de revenimento. A Martensita não revenida leva à obtenção de resistência mecânica e dureza mais elevadas do que outros microconstituintes. Há tensões associadas à sua transformação que podem provocar a formação de trincas e distorções, tornando o material frágil [12].

3.3. Diagramas de resfriamento contínuo (TRC)

Para situações em que, durante o resfriamento, não foram assumidas condições estáveis, ou seja, em que o tempo não foi suficiente para completar as transformações conforme previsto pelo diagrama de fases, há a obtenção de condições fora do equilíbrio. Tem-se transformações de fases em temperaturas diferentes das estipuladas e o aparecimento de microconstituintes não presentes no diagrama Fe-C, citando-se Bainita e Martensita [1]. É possível visualizar estas outras estruturas através de diagramas de Transformações por Resfriamento Contínuo (TRC), que realizam uma previsão das estruturas resultantes de acordo com a temperatura e taxas de resfriamentos empregadas.

Diagramas TRC definem a cinética das transformações de fases dos microconstituintes do aço, fornecendo dados para determinar o ciclo de tratamento térmico mais adequado para se obter as microestruturas e propriedades objetivadas [5]. A transformação das estruturas tem início após um intervalo de tempo correspondente à intersecção da curva de resfriamento com a curva de início da reação, finalizando ao cruzar a curva do término [1].

A obtenção de curvas TRC pode ser realizada através da aplicação de técnicas dilatométricas, onde é realizado o

acompanhamento da variação de volume com o tempo de uma amostra resfriada, a uma taxa constante, até a temperatura de transformação que se deseja estudar. A Austenita tem densidade diferente dos produtos de sua decomposição, portanto, sua transformação de fase está associada à alteração de volume. Os resultados podem ser registrados em gráficos de temperatura versus tempo, com a indicação das taxas de resfriamento empregadas, como o exemplo do aço AISI 4130 apresentado na **Figura 13** [6].

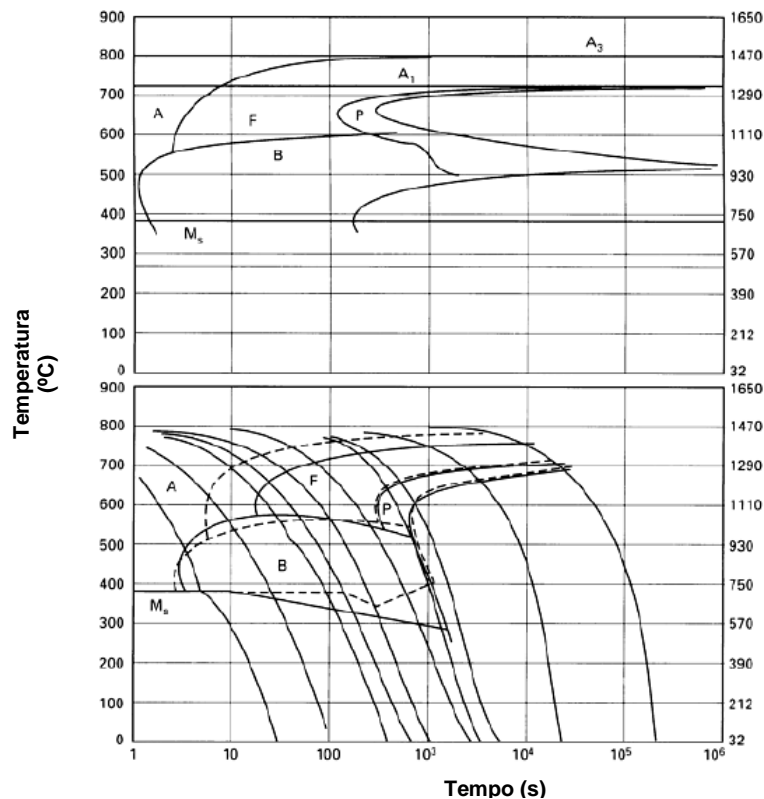


Figura 13. Exemplo de diagrama TRC para aço AISI 4130. Fonte: [21].

Além do carbono, elementos de liga adicionados nos aços afetam a posição destas curvas. Todos elementos incorporados à receita metálica, exceto cobalto, deslocam as curvas de início e fim de transformação para a direita, retardando a transformação da Austenita. Tem-se como consequência deste deslocamento, durante quedas de temperaturas, a maior facilidade para obter estruturas martensítica e bainíticas, podendo estas serem observadas até mesmo em ciclos lentos de resfriamento [2].

3.4. Temperabilidade

Temperabilidade é a propriedade dos aços relacionada à variação de dureza da superfície até o núcleo da peça quando esta for submetida a um ciclo térmico de têmpera. Pode ser definida como a capacidade do material ferroso de formar Martensita, associando a mesma com a sua velocidade crítica de formação em um determinado

meio e profundidade [6] [22]. Há fatores que elevam a temperabilidade, como homogeneidade, tamanho de grão grosseiro da Austenita e elementos dissolvidos na mesma. Carbono, além de aumentar a dureza pela maior proporção de Cementita formada, eleva a temperabilidade, efeito mais pronunciado pela presença de elementos de liga. Todavia, em quantidade elevadas, aumenta a tendência para formação de carbonetos, que possuem efeito deletério para a propriedade, visto que combinam o carbono que contribuiria para a tetragonalidade da matriz. manganês, cromo e níquel, por exemplo, possuem ação positiva para a endurecibilidade, retardando as transformações de decomposição difusional da Austenita [2], através dos mecanismos abaixo [23]:

- **Manganês e Níquel:** Estabilizam a Austenita e retardam início da formação de Perlita, visto que, conforme aumenta-se os seus teores nas ligas, há uma diminuição da temperatura eutetoide. Deslocam diagrama TRC para a direita;
- **Cromo:** Provoca distorções na rede cristalina do Ferro, que originam um campo de tensões, mantendo os átomos de carbono afastados na solução sólida. Com o resfriamento, não há condições favoráveis para se ter a difusão do elemento e conseqüente formação de carbonetos. Em outras palavras, aumenta-se o tempo necessário para formação de Cementita e Perlita.

Quando uma peça é temperada, é submetida a diferentes taxas de resfriamento, que variam de acordo com a posição e o meio utilizado para resfriar a mesma. Diferentes taxas resultam em microestruturas distintas, sendo esta informação importante para a seleção de materiais na metalurgia. Pode-se visualizar estes efeitos através das curvas de início e fim de transformações nos diagramas TRC. É preciso determinar qual aço, temperado em qual meio, que atingirá as microestruturas e propriedades desejadas em determinada posição da peça que se deseja confeccionar [2]. O conhecimento da profundidade do endurecimento é, portanto, utilizado para a aplicação final destes materiais, em que são solicitados limites mínimos e máximos de temperabilidade, de acordo com a necessidade do produto. A fim de se obter previsões destes valores, foi desenvolvido o método de medição de temperabilidade Jominy [6].

3.4.1. Ensaio Jominy

O ensaio Jominy consiste no aquecimento de um corpo de prova cilíndrico até a sua temperatura de austenitização. Após o tempo de homogeneização térmica nesta temperatura, o mesmo é resfriado para ser temperado, por meio de um dispositivo adequado, com um jato de água a partir de sua extremidade. Utiliza-se condições controladas de quantidade, pressão e temperatura. Após este resfriamento, é realizado um corte longitudinal na amostra, retificando-se duas superfícies opostas e paralelas, para medir sua dureza a distâncias variáveis a partir da extremidade temperada. É importante ressaltar ainda que,

antes da têmpera, deve-se realizar o tratamento térmico de normalização, a fim de minimizar efeitos que possam alterar os dados obtidos, como a não homogeneidade da microestrutura [2][6].

O resultado é plotado na forma de um gráfico de dureza Rockwell C versus distância do ponto medido em relação à extremidade, este podendo ser em milímetros ou polegadas, com a diminuição da dureza à medida que se aumenta a distância do ponto inicial. Justifica-se este decaimento pela formação de microestruturas ferríticas e perlíticas em menores taxas de resfriamento ao longo do eixo do corpo de prova [2]. A **Figura 14** apresenta curvas Jominy para diferentes aços ligados.

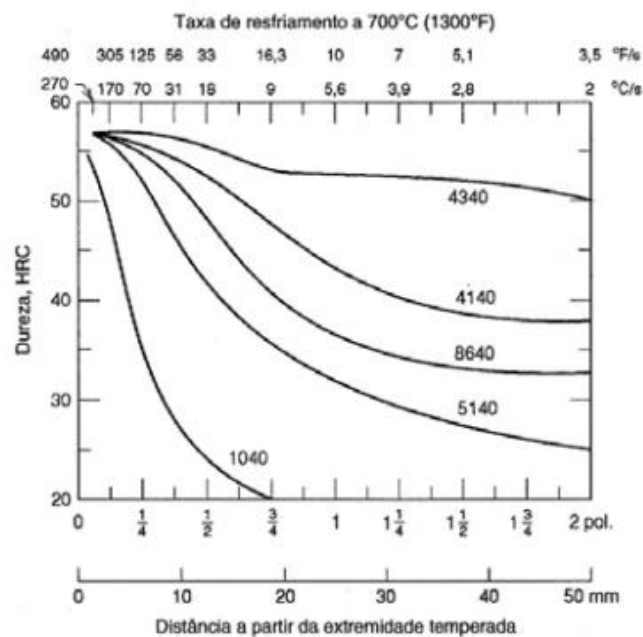


Figura 14. Curvas de temperabilidade Jominy para aços 1040, 5140, 8640, 4140 e 4340. Fonte: [24].

3.5. Relação curva Jominy e curva TRC

As curvas de temperabilidade Jominy se relacionam com as curvas TRC, sendo esta relação apresentada na **Figura 15**. O resultado do ensaio de temperabilidade informa a dureza ao longo da barra de aço testada, sendo as taxas de resfriamento empregadas conhecidas para cada ponto de distância da extremidade do material temperado. Ao utilizar estas mesmas taxas no diagrama TRC, é possível observar quais os microconstituintes formados para cada taxa de resfriamento e relacionar com cada ponto ao longo do corpo de prova [2][6].

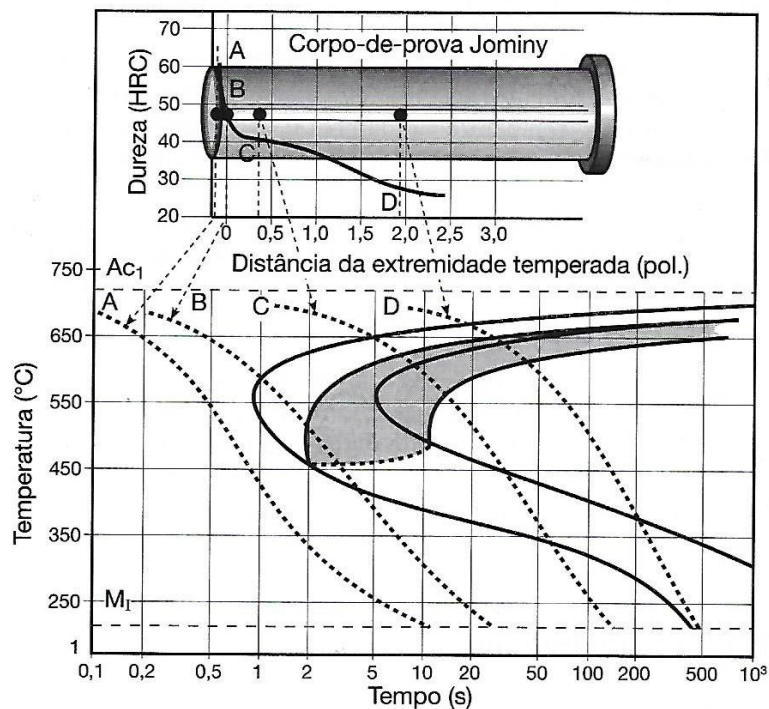


Figura 15. Velocidades de resfriamento de diferentes pontos de um corpo de prova Jominy, de composição eutetoide, superpostas a um diagrama TRC (zona cinzenta). Fonte: [6].

3.6. Tratamentos térmicos

Tratamento térmico de aço é um conjunto de operações que envolvem o aquecimento e resfriamento de ligas metálicas, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento. Constitui-se pela etapa inicial de aumento de temperatura, com tempo de encharque para homogeneização térmica do material, seguido do resfriamento. Tem-se como objetivo a alteração de suas propriedades e microestruturas, para que sejam adequadas às aplicações as quais serão designados [2].

Os principais motivos para a submissão dos materiais a ciclos de tratamentos térmicos são [2]:

- Remoção de tensões residuais;
- Aumento ou diminuição da dureza;
- Aumento ou diminuição da resistência mecânica;
- Ajustar tamanho de grão;
- Homogeneizar microestrutura bruta de fusão;
- Melhorar a ductibilidade;
- Melhorar a usinabilidade.

Entre os tratamentos possíveis, cita-se recozimento, normalização, esferoidização, têmpera e revenimento. Recozimento é o termo genérico que define ciclos que mantêm o material em uma

determinada temperatura, seguido de um resfriamento a uma taxa apropriada, com o objetivo primário de amolecer os aços e facilitar o trabalho a frio. Geralmente, a microestrutura resultante é constituída de Ferrita e Perlita. Tem-se subdivisões para esta categoria, que podem ser classificadas de acordo com a temperatura utilizada, assim como o método de resfriamento. A temperatura máxima pode ser inferior a A_1 (recozimento subcrítico), entre a A_1 e A_3/A_{cm} (recozimento intercrítico), acima de A_3/A_{cm} (recozimento pleno) e acima de A_3/A_{cm} com as transformações das microestruturas ocorrendo em um patamar isotérmico (recozimento isotérmico) [21].

3.6.1. Recozimento pleno

Consiste no aquecimento do aço acima de sua zona crítica, ou seja, acima de A_3/A_{cm} , durante o tempo necessário para completa dissolução dos carbonetos e elementos de liga na Austenita. Recomenda-se trabalhar com 50°C acima de sua temperatura crítica. Após o tempo de encharque, o material é resfriado com taxas lentas, sob condições que permitam a formação dos constituintes, conforme previsto por diagramas Fe-C e TRC. O resfriamento pode ser executado com a manutenção da peça no interior do forno, com a própria taxa de extração de calor do equipamento, ou com este desligado [2]. Tem-se normalmente a formação de microestruturas contendo Perlita Grossa para aços hipoeutetoides, devido às baixas taxas de resfriamento, que fornecem um tempo superior para difusão e crescimento das lamelas de Cementita [21]. A **Figura 16** ilustra esta informação para um aço eutetoide. Apresenta um diagrama TRC com diferentes taxas de resfriamento, correspondente a diferentes tratamentos térmicos, assim como suas microestruturas resultantes.

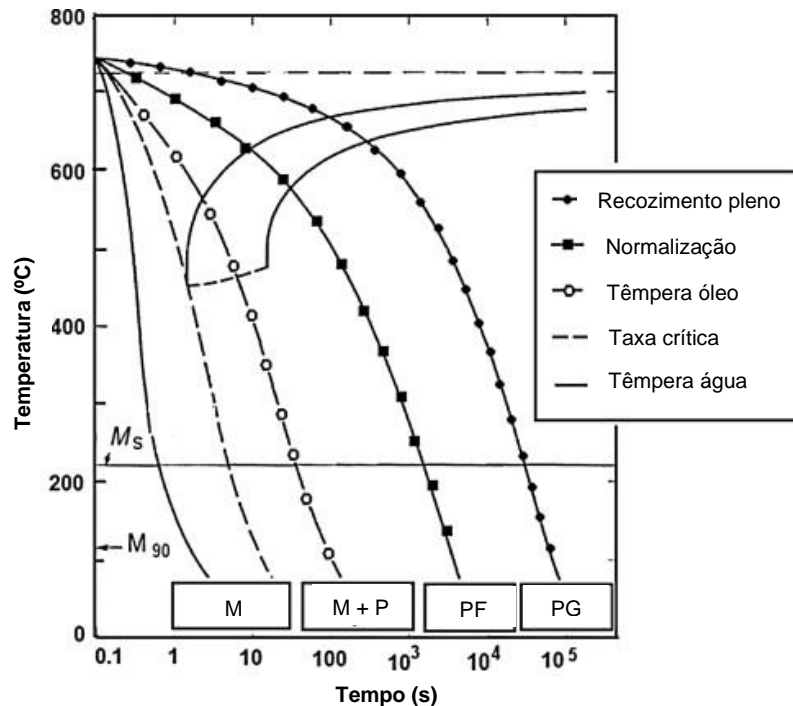


Figura 16. Diagrama TRC ilustrando diferentes taxas de resfriamento para ciclos de tratamentos térmicos, juntamente com a microestrutura resultante associada, para aço eutetoide. Fonte: Modificada de [25].

À medida que a temperatura aumenta, antes de atingir o limite inferior da zona crítica e após ultrapassá-lo, tem-se uma melhora na ductilidade e um decréscimo na resistência mecânica, assim como na dureza. Após o alcance de temperaturas maiores que o limite superior, verifica-se que não há alterações significativas na resistência à tração, embora a ductilidade diminua sensivelmente devido ao crescimento dos grãos. O crescimento dos grãos deve ser evitado ao se controlar parâmetros como temperatura e tempo de permanência na mesma [2].

3.6.2. Recozimento isotérmico

Recozimento isotérmico consiste no aquecimento do aço acima de sua linha A_3/A_{cm} , seguido de um resfriamento rápido até uma região do diagrama de transformação isotérmico, que possuiria as microestruturas desejadas, sendo mantido pelo tempo necessário para se ter homogeneização térmica e completa transformação dos microconstituintes. A **Figura 17** ilustra a manutenção da temperatura de transformação em um diagrama de transformação isotérmico. Após o tempo de permanência no patamar, o material é resfriado até a temperatura ambiente com condições aceleradas, visto que a fase Austenita já teria se decomposto, não sofrendo mais alterações [2].

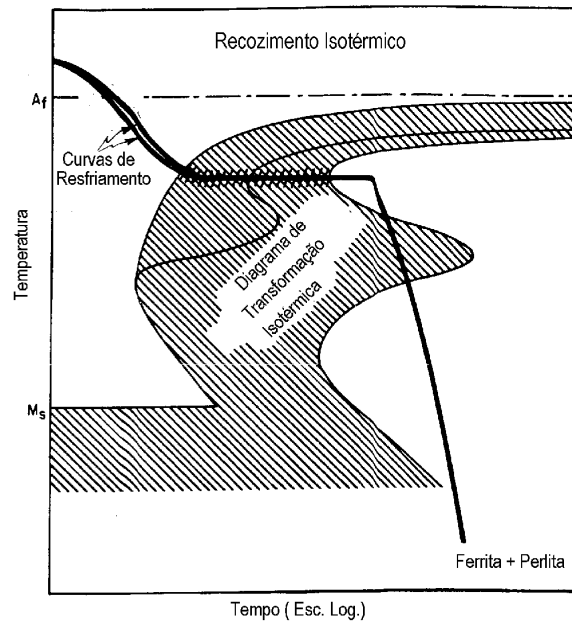


Figura 17. Diagrama de transformação isotérmica, indicando o patamar de transformação em uma determinada temperatura. Fonte: [26].

Tem-se como microestruturas obtidas Perlita e Ferrita, Perlita e Cementita ou somente Ferrita, dependendo da composição química do material. Estruturas desenvolvidas por transformações isotérmicas, após a laminação, apresentam uma melhor usinabilidade [21], sendo mais uniformes em comparação a ciclos de recozimentos plenos, em que não há a manutenção de temperatura em um patamar para transformação das fases. O rápido resfriamento constitui uma vantagem em relação ao recozimento pleno, embora não seja indicado para peças que possuam seções de dimensões mais robustas, visto que não seria possível alcançar altas velocidades de resfriamento em suas regiões centrais [2].

3.7. Engrenagens

Engrenagens são rodas dentadas designadas à transmissão de movimentos rotativos e de torque entre eixos. Estes movimentos podem ser submetidos a alterações de rotação de acordo com o número de dentes da peça, assim como a força com que são movidas ou conduzidas. Podem ser manufaturadas a partir de materiais como aço-liga, citando-se aço-cromo, níquel e molibdênio, ferro fundido cinzento, polímeros injetados e alumínio [27]. São classificadas de acordo com a sua configuração, internas ou externas, de acordo com seu eixo de transmissão, de dentes retos ou helicoidais, ou ainda de acordo com seu padrão de movimento, para rotação ou rotação para retilíneo [28].

Para que os conjuntos que possuam engrenagens sejam empregados de maneira eficiente, deve-se selecionar o tipo de componente de acordo com a sua aplicação. Estão presentes, por exemplo, em muitos segmentos industriais, citando-se a indústria automotiva, marítima, agrícola, energética e de mineração [29]. No mercado automotivo, são comumente utilizadas engrenagens cilíndricas

de dentes retos, cilíndricas de dentes helicoidais e cônicas de dentes hipóides [30].

Engrenagens cilíndricas de dentes retos (**Figura 18**) são capazes de modificar a força e velocidade de rotação de eixos através da alteração dimensional de seu raio. Possuem dentes retos, instalados em eixos paralelos, que são conectados com peças adjacentes. São facilmente encontradas no mercado, com um baixo custo de fabricação em relação às demais, além de serem eficientes na transmissão de energia, com uma pequena dissipação energética associada. Tem-se como desvantagem a produção de ruídos durante o seu emprego, normalmente em motores de automóveis [30]. Engrenagens cilíndricas de dentes helicoidais (**Figura 19**) são construídas de maneira que os dentes não fiquem alinhados ou paralelos ao eixo, com a definição de uma trajetória helicoidal em relação ao mesmo [27]. Há um menor impacto e ruído produzido, justificados pelo fato de os dentes não serem engatados simultaneamente, sendo indicada para trabalhos que exigem alta rotação e velocidade. São utilizadas com frequência em caixas de marchas [30].



Figura 18. Engrenagens cilíndricas de dentes retos. Fonte: [30].



Figura 19. Engrenagens cilíndricas de dentes helicoidais. Fonte: [30].

Engrenagens cônicas de dentes hipóides (**Figura 20**), por sua vez, possuem seus eixos descentralizados. Esta configuração confere vantagens em relação às anteriores, visto que permite uma margem compacta de translação do eixo da engrenagem adjacente, ideal para espaços limitados. Seus dentes longos aumentam a cobertura dentada, o que resulta em uma maior transmissão de torque que engrenagens helicoidais, por exemplo. Suportam cargas mais elevadas, porém devem ser utilizadas para baixas velocidades. Esta limitação é explicada pela separação de seus eixos, que provoca um deslizamento adicional dos dentes, gerando uma quantidade de calor superior. Faz-se necessário a utilização de lubrificantes especiais e de alta viscosidade.



Figura 20. Engrenagens cônicas de dentes hipóides. Fonte: [31].

O projeto de seus desenhos deve ser realizado de maneira que sejam evitados os defeitos mais frequentes de suas utilizações, entre eles desgaste, fadiga, escoamento e quebra. A quebra pode ser decorrente da fadiga, mesmo em condições normais e controladas de lubrificação e trabalho, por sobrecarga, devido à utilização de esforços acima da capacidade prevista ou a tratamentos térmicos inadequados, e por trincas superficiais. As trincas superficiais ocorrem em engrenagens cementadas e são caracterizadas pelo cisalhamento do material [27].

3.8. Processos de fabricação de engrenagens

O nível de desempenho exigido para aplicações automotivas eleva-se à medida que as tecnologias se desenvolvem. Componentes como engrenagens, por exemplo, estão sendo projetados para suportarem esforços superiores, em decorrência de suas maiores resistências mecânicas, atreladas a valores satisfatórios de tenacidade. O comportamento destas peças, ao longo de sua utilização, é influenciado por seu histórico de fabricação. Portanto, a definição do método utilizado para a manufatura de engrenagens, assim como a escolha da matéria-prima, determinará a qualidade e desempenho do produto.

3.8.1. Corte por cisalhamento

Para que a matéria-prima seja transformada em um produto, é preciso, em uma primeira etapa, adequá-la às capacidades e às limitações dimensionais dos equipamentos disponíveis para o seu processamento. Este ajuste de medidas pode ser realizado através de corte por cisalhamento ou convencional, classificados pela norma DIN 8580 como operações de separação [32]. Há produção de peças com valores médios de tolerâncias através da utilização de prensas mecânicas de ferramental relativamente simples. Na **Figura 21**, ilustra-se os componentes básicos de uma prensa para corte por cisalhamento.

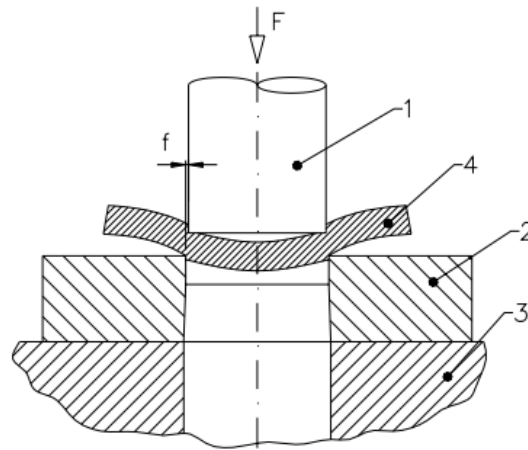


Figura 21. Elementos básicos de ferramental para corte por cisalhamento. 1 – Punção, 2 – Matriz, 3 – Base da ferramenta, 4 – Material a ser cortado, f – Folga entre punção e matriz. Fonte: [33].

A operação se inicia com a imposição de forças compressivas através do movimento relativo entre a matriz e a punção de corte. O material é submetido a uma deformação elástica, que evolui rapidamente para uma deformação plástica, conforme há o aumento da força aplicada. Devido ao esforço realizado, o material prossegue para a fase de cisalhamento, até o momento em que há o aparecimento de uma trinca na direção da máxima tensão cisalhante, propagando-se para resultar na separação do material. Esta tensão é inferior ao limite de escoamento do material, devido ao encruamento da estrutura do metal pela operação de trabalho a frio. A sequência do processo está ilustrada na **Figura 22** [33].

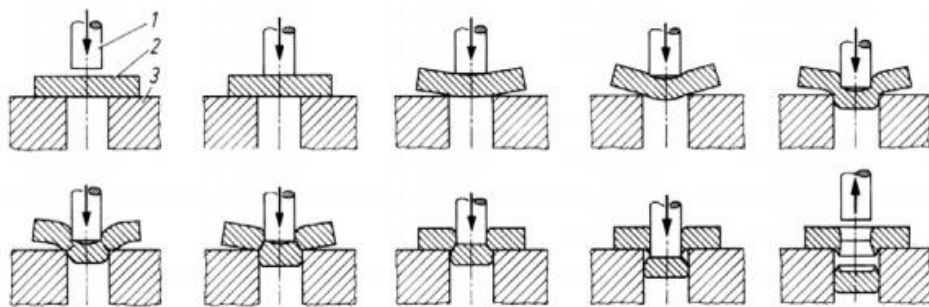


Figura 22. Etapas do procedimento de corte por cisalhamento. 1 – Punção, 2 – Material, 3 – Matriz. Tem-se inicialmente a aplicação de uma tensão compressiva, que deforma o metal até atingir sua resistência máxima de cisalhamento, resultando na separação de suas partes. Fonte: [33].

As características do corte dependem da forma como as tensões são distribuídas durante a operação, sendo também influenciadas por fatores metalúrgicos [33]. Atributos como microestrutura, propriedades mecânicas, composição química e inclusões afetam a facilidade de corte do material que será trabalhado. Dentre estes fatores citados, imputa-se grande importância à microestrutura, com a justificativa de que está correlacionada com as demais propriedades, podendo esta ser modificada através de tratamentos térmicos. Microconstituintes

presentes no aço, como Ferrita, Bainita ou Martensita, alteram a ductilidade, resistência à abrasão, força e temperatura de corte [34].

A propriedade mecânica de dureza deve ser compatível com o ferramental utilizado. Se for elevada, haverá um desgaste nos equipamentos, com decréscimo de suas vidas úteis, além da necessidade de utilização de potências superiores. Por este motivo, a presença de fases aciculares, como Bainita e Martensita, por constituírem materiais muito abrasivos, não são recomendadas para operações de corte por cisalhamento, além de que podem levar à formação de trincas indesejáveis e a lascamentos [35]. Em contrapartida, valores muito inferiores têm efeitos deletérios na separação do material, visto que, por possuírem uma ductilidade e tenacidade elevada, podem fazer com que a tensão compressiva empregada não seja suficiente para realizar o corte do material ou com que o mesmo apresente uma deformação plástica elevada em suas extremidades.

Generalizando, altos valores de dureza diminuem a facilidade de corte, enquanto valores médios são associados a resultados otimizados. Para maior controle do processo, objetiva-se a obtenção de propriedades homogêneas, tanto de propriedades mecânicas quanto microestruturais.

3.8.2. Forjamento

Para manufatura de engrenagens mais complexas e em grande escala, o forjamento é o método mais eficiente e econômico. A matéria-prima é submetida a processos de conformação mecânica, através da aplicação de forças compressivas, por meio de prensas ou golpes de martelo, assumindo a forma pré-determinada de suas matrizes [36][37]. A **Figura 23** ilustra a operação.

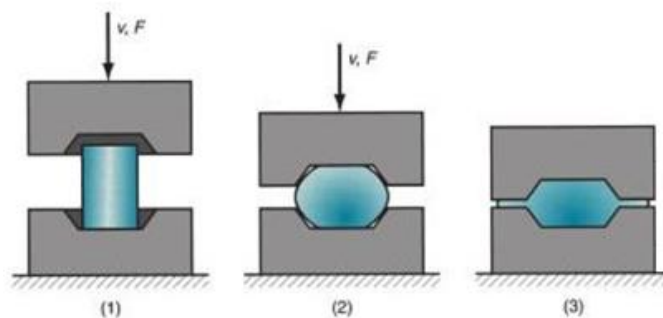


Figura 23. Exemplificação de processo de fabricação por forjamento. O material é posicionado nos moldes e, a partir da imposição de esforços compressivos, assume a forma da matriz. Fonte: [38].

A classificação do processo é definida de acordo com a temperatura na qual a operação é executada, estratificando-se em forjamento a frio, a morno e a quente. É importante conhecer a tensão de escoamento e as zonas de transformação de fase dos metais em

função das temperaturas empregadas, com o objetivo de prevenir a incidência de defeitos e otimizar a execução da operação [39].

O trabalho a frio, onde a deformação plástica é realizada com o emprego de uma temperatura de conformação inferior a 1/3 da temperatura de fusão, é aplicado em materiais que apresentam ductilidades elevadas em temperatura ambiente. É acompanhado pelo encruamento do metal devido ao aumento do número de discordâncias pela não recristalização dos grãos deformados durante o procedimento. Não há energia térmica suficiente para processos de recuperação microestruturais. Tem-se, como resultado, um estado de tensões internas elevado, com aumento de resistência mecânica e decréscimo de ductilidade. Como vantagem, a peça final apresenta tolerâncias dimensionais precisas, justificadas por não haver transformações de fases que possam dilatar e alterar as medidas dos materiais [36].

O forjamento a morno é o processo de conformação intermediário entre o trabalho a frio e a quente, com aplicação de temperaturas entre 500°C a 800°C, portanto, abaixo da zona de austenitização [36]. Há recuperação parcial da ductilidade do metal, sem que ocorra recristalização, formação de novos grãos ou mudanças de fases. Apresenta redução dos esforços de deformação em relação a operação em temperatura ambiente, aumentando a vida útil das prensas e matrizes, e melhor precisão no acabamento quando comparado ao forjamento a quente.

Na conformação a quente, há a ocorrência simultânea de dois processos no material que está sendo trabalhado. À medida que o metal é deformado, a microestrutura, anterior aos esforços aplicados, é recuperada e recristalizada [36]. A utilização de temperaturas elevadas, normalmente acima do campo de austenitização, faz com que o limite de escoamento dos metais diminua, aumentando sua ductilidade e facilidade de moldagem. Na **Tabela 7**, são apresentadas as faixas de trabalho a quente para algumas famílias de aço.

Tabela 7. Faixas de temperaturas de conformação a quente para famílias de aço.

Material	Temperatura
Aços baixo carbono	900 – 1150°C
Aços médio carbono	850 – 1100°C
Aços alto carbono	800 – 1050°C
Aços liga com Mn ou Ni	850 – 1000°C
Aços liga com Cr ou Cr-Ni	870 – 1100°C
Aços liga com Cr-Mo	850 – 1150°C

Fonte: [40].

De maneira geral, a facilidade com que o material é moldado à forma desejada está relacionada com seu limite de escoamento, podendo este ser estimado através de ensaios de tração. Para trabalhos realizados a frio e a morno, é possível melhorar a performance através de tratamentos térmicos, com a otimização da microestrutura obtida para o metal, de forma que seja mais homogênea e dúctil. Em trabalhos a quente, a homogeneização estrutural também é importante, visto que influenciará a formação dos grãos austeníticos durante a conformação

e a sua deformação.

3.8.3. Usinagem e acabamento

Após a etapa de forjamento, as peças são encaminhadas para células de usinagem e acabamento, a fim de confeccionar os dentes e garantir tolerâncias dimensionais.

A fabricação por usinagem pode ser realizada através da operação de fresamento (**Figura 24**). No processo, os dentes de engrenagem são gerados por uma ferramenta de corte giratória chamada fresa, que contém múltiplos gumes. São removidas pequenas quantidades de material em cada revolução do eixo em que a fresa é fixada [41]. Em componentes usinados, há introdução de tensões residuais em suas superfícies, atribuídas à velocidade e profundidade de corte, taxa de alimentação, geometria da ferramenta e à falta da utilização de lubrificantes [37]. As distribuições destas tensões podem ser compressivas, quando a remoção de material não for profunda, embora sejam mais comumente trativas, com profundidades significativas de remoção e prejudiciais à vida em fadiga da peça [42].



Figura 24. Confeção de engrenagem a partir de operação de fresamento.
Fonte: [43].

Quando alta precisão é requerida, operações secundárias de acabamento devem ser executadas. Estas geralmente removem pouco ou nenhum material, melhorando tolerâncias dimensionais, acabamento superficial e dureza. Tem-se etapas de polimento, retificação e brunimento. Esta última se resume em girar a engrenagem a ser acabada contra outra especialmente endurecida. Devido às altas forças da interface do dente, há escoamento na sua superfície, que melhora o acabamento e o endurecimento, com a criação de tensões residuais benéficas de compressão [44].

3.8.4. Cementação

Com a finalização da forma do componente, as engrenagens passam pelo processo de cementação. A operação é um tratamento termoquímico, processo que visa à adição de carbono por meio da difusão na superfície do aço, com utilização de temperaturas acima do campo austenítico, onde a solubilidade do elemento é superior [45][46].

Há formação de uma camada cementada de profundidade entre 75 - 1500 μ m, com elevação do carbono para a faixa de 0,80% a 1%, conforme está sendo apresentado na **Figura 25** [37]. Objetiva-se o aumento da dureza superficial e da resistência ao desgaste dos dentes da peça, fatores que influenciam seu desempenho em serviço [47], ao mesmo tempo que o núcleo do material se mantém tenaz. Após a finalização da etapa de carbonetação, submete-se o material a um tratamento de normalização, a fim de que seja alcançada uma microestrutura homogênea, seguido de têmpera e revenimento entre 150°C a 175°C para alívio de tensões [37]. A microestrutura desejada ao final do processo é de Martensita revenida, atingindo-se então as propriedades mecânicas desejadas.

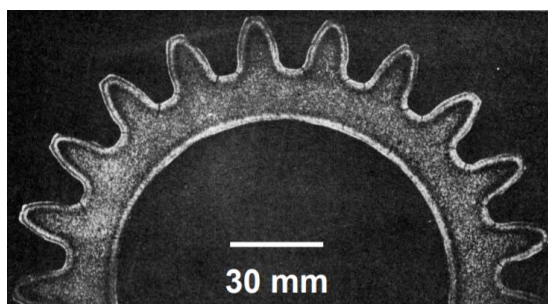
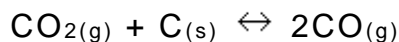


Figura 25. Macrografia de engrenagem após tratamento termoquímico de cementação. A camada formada pela difusão do carbono apresenta diferente coloração do restante do material. Fonte: [48].

A concentração de carbono, em qualquer ponto abaixo da superfície, varia com o tempo, dependendo de fatores como o teor inicial do elemento no aço, coeficiente de difusão, temperatura, tempo, natureza do agente carbonetante e velocidade de seu fluxo. Este agente pode partir de fontes do elemento sólidas, líquidas e gasosas. No cenário atual, o método mais utilizado é a de cementação líquida em banho de sais a base de cianeto de sódio e cianeto de bário, efluentes tóxicos que exigem cuidados especiais de segurança [49]. Tem-se uma maior homogeneidade de temperatura e, conseqüentemente, um maior controle da uniformidade da camada cementada.

O segundo procedimento, cementação gasosa, possui como substância carbonetante uma atmosfera constituída de gases como CO, CO₂ e CH₄, que possibilitam o controle do potencial de carbono [49]. Para que seja efetiva, é preciso realizar uma preparação da superfície, de maneira que não possua sujidades aderidas. Há maior velocidade de penetração do elemento, com a formação de camadas homogêneas, embora necessite de um rígido controle acerca da mistura gasosa.

Devido à baixa velocidade e ao difícil controle dos parâmetros de processo, a cementação sólida vem sendo substituída pelos métodos anteriores. Neste método, as peças limpas e já usinadas são inseridas em fornos contendo carvão vegetal, carvão mineral e aglomerantes. Embora o agente carbonetante seja inicialmente sólido, o mesmo é transportado na forma de gás ao reagir com a atmosfera do forno, segundo a reação abaixo.



A cementação sólida, por ser um processo de longa duração, requer um tempo superior de permanência na zona de austenitização, estando a microestrutura sujeita ao crescimento do grão austenítico. Faz-se necessário um tratamento prévio à têmpera para refinamento da estrutura, normalmente normalização [49].

Independente da escolha acerca do método a ser utilizado, recomenda-se que a distribuição do percentual de carbono da superfície para o núcleo da peça deva ser suave, com um gradiente não brusco de concentração do elemento. É possível obter esta característica aumentando-se a taxa de resfriamento do tratamento [37].

3.9. Aços para cementação e engrenagens

Peças que são submetidas ao tratamento superficial devem ser produzidas com aços específicos. A escolha do material não deve ser realizada somente visando ao produto, sendo também necessária a análise do ciclo térmico que será aplicado na etapa de cementação. As receitas de tratamento são complexas, visto que existem zonas com composições químicas distintas. A camada superficial contém alto carbono, enquanto o núcleo baixo teor deste elemento, sendo estas regiões interligadas através de uma zona intermediária de transição [2].

A região intermediária fornece suporte à camada cementada, fator melhorado quanto maior for a temperabilidade do metal, justificando-se o emprego de aços liga para cementação, além de formar núcleos mais resistentes. Há seções e formas de peças que exigem alta temperabilidade para suas aplicações [2]. A adição de elementos de liga também influencia na profundidade e velocidade de penetração do carbono na superfície ao longo do tratamento. Componentes formadores de carbonetos, como cromo e molibdênio, tendem a produzir carbono elevado na superfície, enquanto componentes formadores de Ferrita, como silício, tendem a produzir baixo carbono [50]. Todavia, a introdução de elementos de liga impacta no custo de produção dos materiais, aumentando-se a complexidade de operações de conformação e posteriores tratamentos térmicos. Por este motivo, para aplicações mais simples e com menor grau de exigência, faz-se uso de aços carbono ou aços baixa liga [2]. Aços para cementação e engrenagens podem, portanto, ser aços carbono, aços liga de baixo teor ou aços liga de teor mais elevado.

Aços carbono, empregados para cementação, não ultrapassam o teor de 0,30% de C. Apresentam propriedades mecânicas inferiores aos aços ligados, porém, após serem submetidos ao tratamento termoquímico, podem adquirir um núcleo com resistência mecânica de até 690MPa. Possuem uma superfície carbonetada de elevada dureza, devido à boa capacidade para carbonetarem. A adição de elementos de liga resulta em um aumento da temperabilidade do material, obtendo-se durezas elevadas por óleo, sem necessidade de resfriamento brusco por água, e resistência mecânica superior a 980MPa. São obtidos excelentes resultados de resistência e tenacidade do núcleo e

possibilitam a produção de peças cementadas de seções superiores [2].

A **Tabela 8** apresenta aços para endurecimento superficial, de acordo com a norma a norma DIN 17210. A **Tabela 9** e **Tabela 10** apresentam suas faixas de temperabilidade Jominy e dureza, para estruturas perlítica e ferríticas. O aumento da temperabilidade do aço favorece a formação de uma zona de transição gradual, o que também justifica o emprego de aços ligados para materiais destinados à cementação [2].

Tabela 8. Exemplos de aços para endurecimento superficial, conforme DIN 17210.

DIN	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo
20Cr4	0,17/0,23	0,60/0,90	0,035	0,035	0,40	-	0,90/1,20	-
16MnCr5	0,14/0,19	1,00/1,30	0,035	0,035	0,40	-	0,80/1,10	-
20MnCr5	0,17/0,22	1,10/1,40	0,035	0,035	0,40	-	1,00/1,30	-
20MnCr4	0,17/0,23	0,70/1,00	0,035	0,035	0,40	-	0,30/0,60	0,40-0,50
21NiCrMo2	0,17/0,23	0,65/0,95	0,035	0,035	0,40	0,40/0,70	0,40/0,70	0,15-0,25
15CrNi6	0,14/0,19	0,40/0,60	0,035	0,035	0,40	1,40/0,70	1,40/1,70	-
17CrNiMo6	0,15/0,20	0,40/0,60	0,035	0,035	0,40	1,40/0,70	1,50/1,80	0,25-0,35

Fonte: DIN 17210, Case Hardening Steels.

Tabela 9. Temperabilidade de aços para endurecimento superficial, conforme DIN 17210.

Ponto (mm)	Dureza (HRC)						
	20Cr4	16MnCr5	20MnCr5	20MnCr4	21NiCrMo2	15CrNi6	17CrNiMo6
1.5	41/49	39/47	41/49	41/49	41/49	39/47	40/48
3.0	39/48	35/46	39/49	37/47	37/48	38/47	40/48
5.0	30/46	31/44	36/48	31/44	32/46	36/46	39/48
7.0	25/43	28/41	33/46	27/41	25/43	35/45	38/48
9.0	22/40	24/37	31/44	24/38	22/39	32/43	37/47
11.0	Máx. 37	22/35	29/42	22/35	20/35	30/42	36/47
13.0	Max. 35	20/34	27/41	Máx. 33	Máx. 33	28/41	35/46
15.0	Máx. 33	Máx. 33	25/40	Máx. 31	Máx. 31	26/39	34/46
20.0	Máx. 28	Máx. 31	23/37	Máx. 28	Máx. 28	24/37	32/44
25.0	Máx. 25	Máx. 30	21/35	Máx. 26	Máx. 27	22/35	31/43
30.0	Máx. 22	Máx. 29	Máx. 34	Máx. 25	Máx. 26	21/34	30/42
35.0	-	Máx. 28	Máx. 33	Máx. 24	Máx. 25	20/34	29/41
40.0	-	Máx. 27	Máx. 32	Máx. 23	Máx. 24	20/33	29/41

Fonte: DIN 17210, Case Hardening Steels.

Tabela 10. Dureza de aços para endurecimento superficial, com microestrutura de Ferrita e Perlita conforme DIN 17210.

DIN	20Cr4	16MnCr5	20MnCr5	20MnCr4	21NiCrMo2	15CrNi6	17CrNiMo6
Dureza (HB)	145/192	140/187	152/201	140/187	145/192	152/201	159/207

Fonte: DIN 17210, Case Hardening Steels.

3.9.1. Aço DIN 19CrNi5

O aço DIN 19CrNi5 é um aço de baixa liga que, portanto, possui um teor máximo de elementos de liga inferior a 8%. A **Tabela 11** contém sua faixa de composição química.

Tabela 11. Composição química para liga DIN 19CrNi5.

Elemento	Mínimo	
	(%)	Máximo (%)
C	0,18	0,21
Mn	0,70	1,10
Si	0,15	0,35
P	0,00	0,035
S	0,025	0,040
Cr	0,80	1,20
Ni	0,80	1,20
Mo	0,00	0,10
Cu	0,00	0,30
Al	0,02	0,05

É um aço utilizado para cementação e fabricação de engrenagens automotivas, em que são objetivadas propriedades de resistência mecânica e ao desgaste, atreladas à uma alta tenacidade na região central de suas peças. Estas propriedades são alcançadas através do tratamento termoquímico de endurecimento superficial, em que a difusão é facilitada pelo seu baixo teor de carbono inicial. Este valor do elemento é também responsável pela baixa tendência para formação de carbonetos, resultando em um material de menor dureza e maior ductilidade. A adição dos elementos de liga contribui para a sua tenacidade, assim como para o suporte da camada cementada [2], possuindo como principais elementos manganês, cromo e níquel.

A adição de manganês influencia na tendência à fragilização a quente, na resistência mecânica e dureza do aço. Há a formação de inclusões de sulfetos MnS, devido à combinação com Enxofre, que, por sua maior afinidade com o elemento, evita a formação de FeS. O sulfeto de ferro apresenta um ponto de fusão inferior ao do aço, em torno de 1000°C, de modo que a sua presença nos processos de conformação mecânica a quente provoca o amolecimento precoce do material, assim como sua fragilização. Portanto, a formação do sulfeto de manganês, com ponto de fusão de 1600°C, elimina este efeito prejudicial. Para garantir a formação deste composto, que normalmente aparece nas regiões centrais e de maior segregação química, sugere-se que a razão Mn/S seja superior a 4, sendo, para o aço DIN 19CrNi5, tem-se uma razão média de 28. A presença de MnS, em quantidades maiores, interrompe a continuidade da matriz ferrítica, tendo-se, como resultado, uma melhor usinabilidade, desejada para a aplicação em questão. O manganês que não reagiu com enxofre se dissolve na Ferrita, aumentando suas propriedades mecânicas [2].

O elemento Cromo, conforme já ilustrado na **Tabela 3**, possui forte tendência para dissolução na Ferrita, moderada para formação de carbonetos e possível formação de óxidos, caso o teor de oxigênio seja elevado. Para a liga DIN 19CrNi5, prevalece a dissolução na fase α , devido ao baixo teor do elemento carbono, apresentando efeito de aumento de resistência mecânica similar à adição de manganês. Este aumento não é acompanhado por um sensível decréscimo da ductilidade, como ocorreria com modificações estruturais, citando-se encruamento [2]. O níquel, independente do teor de carbono contido na liga, provoca a elevação da tenacidade por solução sólida em aços ferríticos e perlíticos, essencial para o desempenho das engrenagens em serviço. A incorporação de cromo, em aços com elevado teor de níquel, aumenta sua profundidade de endurecimento, limites de escoamento, resistência à tração, limite de fadiga, sem afetar significativamente a ductilidade e resistência ao choque [2].

Esta composição química, com elevados teores de cromo, níquel e manganês, também faz com que o aço possua uma maior tendência para bandear, pois são elementos que, devido aos seus coeficientes de partição, segregam com maior facilidade. Ainda, a adição destes elementos, conforme apresentado na seção 3.3, retarda a decomposição da Austenita para Ferrita e Perlita, deslocando as curvas TRC para a direita, resultando em um aumento de temperabilidade.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Material

O estudo foi realizado em barras de aço da liga DIN 19CrNi5, produzidas em uma usina semi-integrada.

A manufatura deste material se inicia na aciaria, constituída pelo FEA (Forno Elétrico a Arco), FP (Forno Panela), VD/VOD (Forno de Desgaseificação) e LC (Lingotamento Contínuo). O processo de aciaria está ilustrado na **Figura 26**. Esta célula é responsável pela fusão da sucata metálica, refino primário, refino secundário e pela solidificação do aço líquido. O processo parte do abastecimento do FEA com carga de sucata, já classificada e pré-selecionada, juntamente com adição de cal (protege o material refratário do forno e facilita a formação de escória), ferro-gusa (corresponde até 30% da carga) e ferro-esponja. A fusão é realizada através do calor fornecido pelo arco elétrico, a partir de eletrodos de grafita e de correntes elétricas, atingindo temperaturas médias de 1700°C. Junto a esta etapa, ocorre também o refino primário ou refino oxidante, devido à retirada de impurezas do banho metálico, como carbono e fósforo, a partir da injeção de oxigênio no metal líquido. Estes elementos são oxidados, sendo separados da fração líquida do forno, e capturados pela escória.

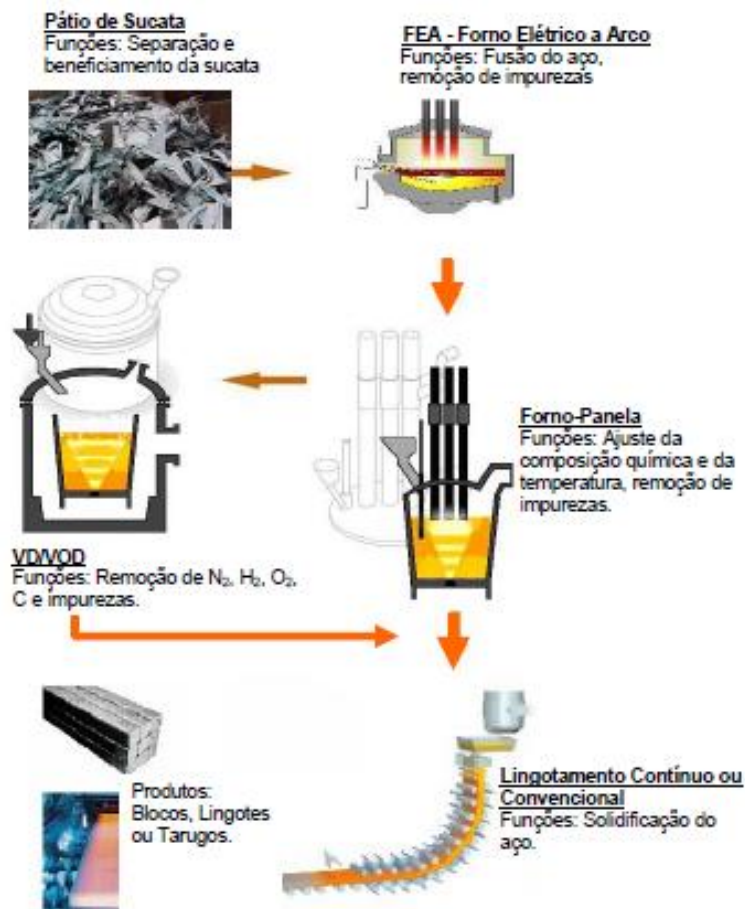


Figura 26. Ilustração processo de aciaria para fabricação do material DIN 19CrNi5. Fonte: Cedida por Gerdau Aços Especiais Charqueadas. Treinamento AEP-001 CONCEITOS BÁSICOS – ACIARIA.

Ao atingir a composição química e temperatura do banho metálico desejadas, o conteúdo do FEA é vazado para o FP, com a incorporação simultânea de ferro ligas e de desoxidantes para ajuste de composição química, constituindo a etapa de refino secundário ou refino redutor. Ocorre a redução do teor de enxofre (dessulfuração) e a redução do teor de oxigênio (desoxidação), além da introdução de elementos de liga e limpeza do aço, pela agitação do banho com gases inertes. É importante manter o sincronismo entre as células do FEA e FP, visando aos parâmetros corretos da fabricação. Há ainda uma etapa de refino adicional para maior controle da composição do produto, a introdução do aço no VD/VOD. É nesta fase do processo em que ocorre remoção de hidrogênio, nitrogênio e de inclusões ainda em sua forma líquida.

Ao fim das etapas de refino, o conteúdo do forno é vazado para o canal distribuidor do LC. A utilização do distribuidor faz com que a transferência do aço seja suave e constante, resultando em um produto homogêneo. Através de uma válvula, para evitar contaminação com o ar, o banho metálico é transportado para o molde do equipamento, onde ocorre o resfriamento primário. A solidificação se inicia em contato com as paredes do molde, formando uma casca sólida na direção contrária à extração do calor. Há migração dos elementos de liga para as seções ainda líquidas, fazendo com que seja comum a presença de inclusões e segregações no núcleo dos tarugos, evitadas através de movimentações oriundas de campos magnéticos. O resfriamento secundário é realizado por *sprays* d'água para a solidificar completamente o material, na forma de tarugos, que, em seguida, passam por rolos extratores e endireitadores. O corte é realizado pelo mecanismo de oxicorte. A retirada de amostras para ensaio Jominy é realizada nesta etapa.

Os tarugos são encaminhados para laminação, célula destinada à redução das suas seções transversais, com aumento simultâneo de seus comprimentos. É um processo de conformação mecânica a quente, onde o material é moldado através de sua passagem por rolos giratórios. Nos fornos de laminação, o material é submetido a zonas de pré-aquecimento, aquecimento e encharque. A temperatura média é 1200°C, acima da temperatura de austenitização, diminuindo-se a resistência à deformação plástica por sua ductilidade. Tem-se como objetivo a homogeneidade térmica da peça, para facilitar o processo.

O material, com a finalização da etapa de laminação, apresenta uma microestrutura predominantemente bainítica (**Figura 27**) e com a formação de Martensita na sua região central, região de segregação química (**Figura 28**). A obtenção destes constituintes é devido a quantidade de seus elementos de liga, que resultam no aumento de sua temperabilidade (Seção 4.2.1 do presente trabalho), e à impossibilidade de abafamento do material após a etapa de laminação, visto que o resfriamento ao ar não é controlado.

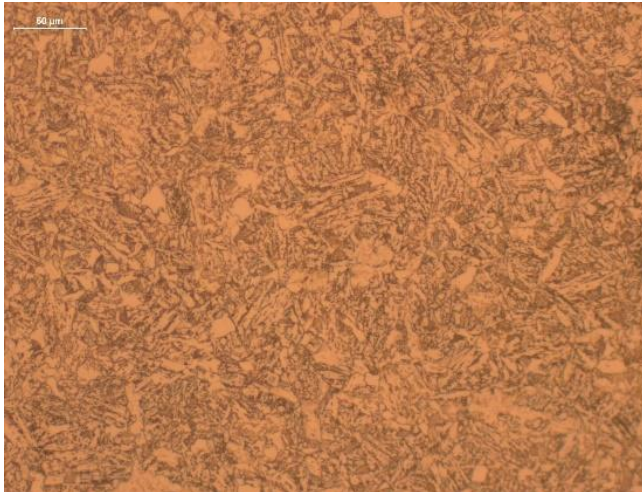


Figura 27. Aço DIN 19CrNi5 após operação de laminação. Região da superfície. Observa-se a presença predominante de Bainita. Objetiva de 200x. Ataque: Nital 2%.

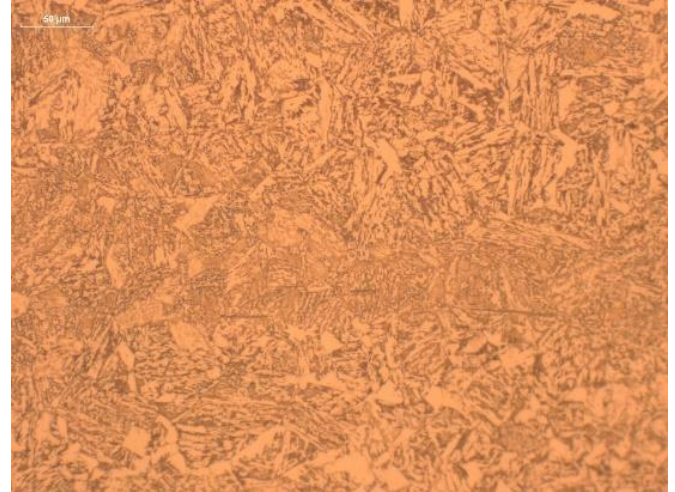


Figura 28. Aço DIN 19CrNi5 após operação de laminação. Região central. Observa-se a presença predominante de Bainita e Martensita. Objetiva de 200x. Ataque: Nital 2%.

As barras, já conformadas, são encaminhadas para a área de transformação mecânica, onde são submetidas a tratamentos térmicos com objetivo de alcançar as especificações solicitadas. A **Tabela 12** apresenta as faixas de propriedades especificadas para o produto. Para este material, tem-se como histórico o não atendimento da microestrutura requerida (Perlita e Ferrita). Encontrou-se presença de Bainita e de regiões esferoidizadas (**Figura 29**), quando foram utilizados ciclos de recozimento, e de bandeamento, quando o material foi retratado com taxas lentas de resfriamento. Observou-se ainda que o grau de bandeamento foi mais severo na região central do material, que corresponde à região de maior segregação química e menor taxa de resfriamento (**Figura 30**).

Tabela 12. Especificações de qualidade para liga DIN 19CrNi5.

Propriedade	Especificação
Dureza (HB)	0 – 240 HB
Microestrutura	Perlita e Ferrita
Bandeamento	Máx. moderado
Tração	0 – 999 MPa (caráter apenas informativo)
Impacto Charpy	0 – 999 J (caráter apenas informativo)

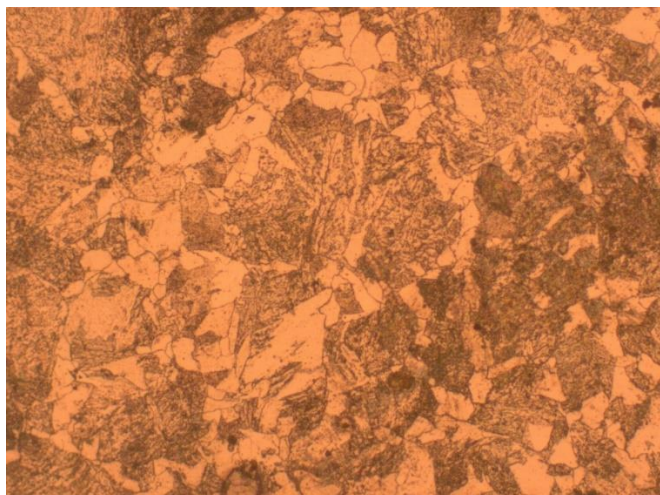


Figura 29. Aço DIN 19CrNi5 após ciclo de tratamento térmico de recozimento. Observa-se a presença Perlita, Ferrita, Bainita e regiões esferoidizadas. Objetiva de 200x. Ataque: Nital 2%.

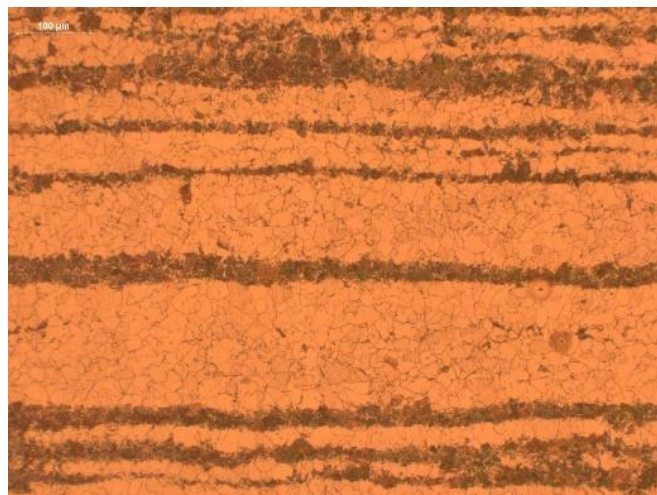


Figura 30. Aço DIN 19CrNi5 após ciclo de retratamento com recozimento. Região central. Observa-se bandeamento severo. Objetiva de 100x. Ataque: Nital 2%.

4.2. Amostragem

Os materiais utilizados para a execução do estudo são referentes ao material DIN 19CrNi5. As amostras foram retiradas de tarugos, provenientes do LC, e destinadas à análise de composição química e à análise de temperabilidade Jominy. Para o ensaio Jominy, utilizou-se um material de bitola 35 mm por 180 mm de comprimento, posteriormente usinado no laboratório para adequação das medidas.

As amostras retiradas de barras laminadas foram designadas ao ensaio termomecânico da Gleeble, sendo solicitadas duas barras de diâmetro 62 mm com comprimento de 300 mm, também usinadas sucessivamente, e, para simulação de quatro ciclos térmicos em escala laboratorial, oito barras de diâmetro 62 mm com comprimento de 350 mm (**Figura 31**).

De cada barra tratada termicamente na simulação, foi retirada uma amostra para confecção dos corpos de prova de tração, uma para confecção dos corpos de prova de impacto Charpy (**Figura 32**), uma para dureza e metalografia (**Figura 33**), totalizando o dobro de amostras, visto que foram utilizadas duas barras por ciclo elaborado. Ainda, foi descartado 30 mm das extremidades das barras para a realização do ensaio metalográfico. O detalhamento das dimensões e quantidade de amostras é apresentado na **Figura 34**.

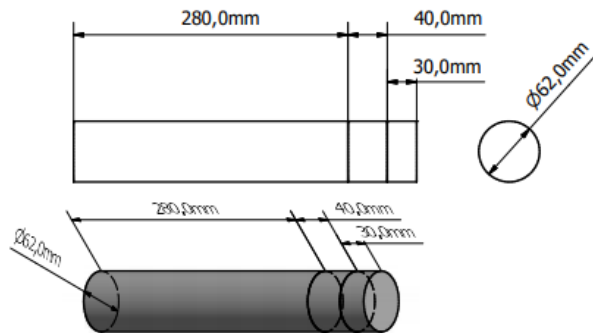


Figura 31. Barra de dimensões $\phi 62\text{ mm} \times 350\text{ mm}$, destinada à simulação de tratamento térmico. 280mm de comprimento foi designado para posteriores ensaios de tração e impacto Charpy, enquanto 40mm para análises de metalografia e dureza, com descarte de 30 mm da extremidade.

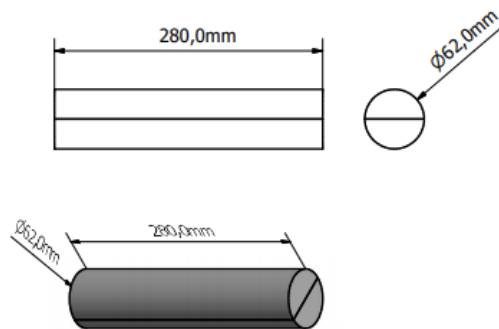


Figura 32. Barra de dimensões $\phi 62\text{ mm} \times 280\text{ mm}$, destinada aos ensaios de tração e impacto Charpy. $\frac{1}{2}$ da barra foi destinado à confecção dos corpos de prova para o ensaio de tração e $\frac{1}{2}$ ao ensaio de impacto Charpy.

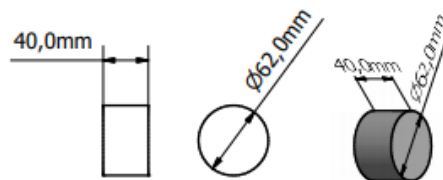


Figura 33. Barra de dimensões $\phi 62\text{ mm} \times 40\text{ mm}$, destinada aos ensaios de dureza e metalografia.

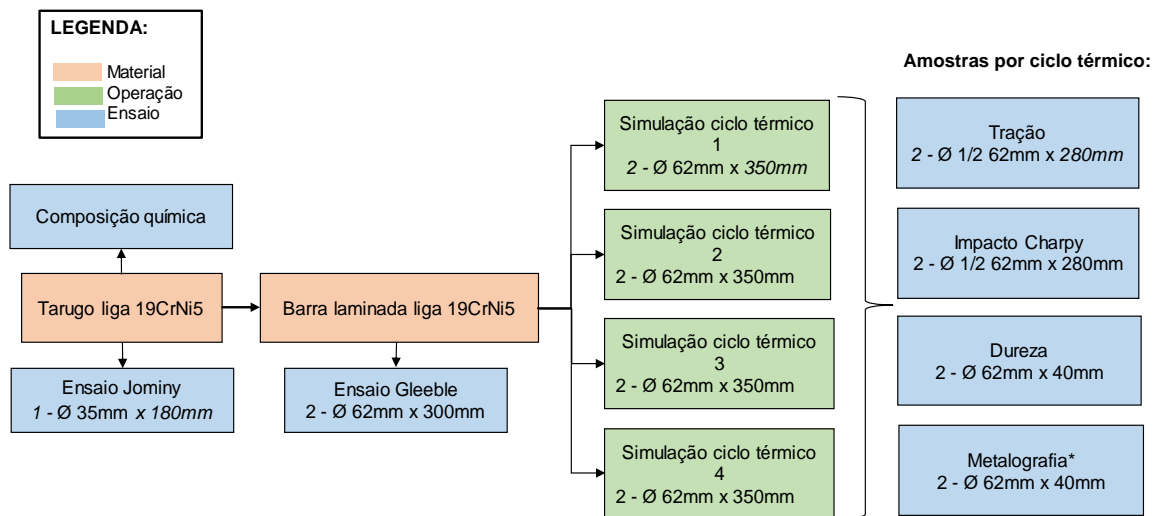


Figura 34. Diagrama resumindo as quantidades e dimensões para as amostras utilizadas para o estudo da liga DIN 19CrNi5. *Metalografia: microestrutura e bandeamento.

4.3. Tratamentos térmicos

As simulações de tratamento térmico foram realizadas em escala laboratorial no forno de marca SANCHIS, modelo HM12 (**Figura 35**). As receitas foram definidas a partir do resultado do diagrama TRC, construído com os dados obtidos pelo ensaio termomecânico do equipamento Gleeble, e adaptadas para serem realizadas no laboratório. Tem-se por definição que o tempo de encharque deve ser de 1 hora por polegada de espessura, somando-se 30 minutos a cada polegada adicional [21]. Portanto, para amostras de seção de 62 mm, o tempo de manutenção da temperatura seria 103 minutos. Para garantir a completa transformação da Austenita, optou-se por adicionar mais 30 minutos.



Figura 35. Forno de marca SANCHIS, modelo HM12, utilizado para a simulação dos ciclos de tratamento térmico no presente estudo.

4.4. Métodos de caracterização

A caracterização do aço DIN 19CrNi5 é necessária para a obtenção de um melhor entendimento do seu comportamento frente às diferentes operações ao qual pode ser submetido, e de seu desempenho, ao ser utilizado pelo consumidor final.

O primeiro ensaio realizado foi o de verificação de composição química, executado através de Espectrômetro de Emissão Óptica, utilizado para confirmar se a composição do material está de acordo com as quantidades de elementos especificadas. A técnica é referência para a análise direta de amostras sólidas metálicas, com uma obtenção rápida e precisa dos teores dos componentes presentes. Cada elemento de liga influencia de maneira distinta as propriedades do material final, como, por exemplo, a temperabilidade do aço, determinada pelo ensaio Jominy, que, por sua vez, também impacta nos ciclos térmicos e microestruturas encontradas. É possível prever estas características através da análise de diagramas de transformação no resfriamento contínuo (TRC), construído neste trabalho com a utilização do simulador termomecânico Gleeble 3500.

A análise do diagrama TRC do material permite também a elaboração de ciclos térmicos mais assertivos, possibilitando a realização de testes em escala laboratorial, a fim de se obter as especificações desejadas, caracterizadas por ensaios metalográficos, de dureza, tração e impacto Charpy. Estes evidenciam a relação entre a resposta do material à uma carga que esteja sendo imposta [1].

4.4.1. Espectrometria de Emissão Óptica (E.E.O.)

Em cada etapa do processo de aciaria (FEA, FP, VD/VOD, LC), são retiradas amostras, estas enviadas à célula do laboratório metalúrgico para terem suas composições químicas analisadas. Os teores dos elementos encontrados são informados à área produtiva, que realiza as correções, com adições de ligas ou com operações de degaseificação, para se atingir os valores desejados ao fim do procedimento. A amostra que contém a composição final é proveniente dos tarugos do LC. Os materiais recebidos são lixados em uma lixadeira automática Herzog com grãos 60 e 120, a fim de remover imperfeições de sua superfície, para então serem inseridos no Espectrômetro de Emissão Óptica. A análise simultânea de até 60 elementos atende às exigências da indústria metalúrgica, seja no controle da produção, de entrada de materiais, seleção de sucatas e para fins de pesquisa e desenvolvimento [51].

Para caracterizar o aço DIN 19CrNi5, foi utilizada a mesma metodologia descrita acima, com a realização de duas medições por amostra. As amostras foram submetidas à análise química em um Espectrômetro de Emissão Óptica Modelo ARL – 4460 (**Figura 36**), equipamento com ambiente à vácuo em suas câmaras e que utiliza Argônio como gás de arraste.



Figura 36. Espectrômetro de Emissão Óptica Modelo ARL – 4460 utilizado para a caracterização de composição química.

Em espectrômetros de emissão óptica, a análise é realizada a partir da passagem de uma centelha elétrica entre o eletrodo e a amostra, fornecendo energia necessária para que os elétrons das amostras metálicas sejam excitados e se desloquem para camadas atômicas mais externas. Com a remoção da fonte de excitação, os elétrons decaem para suas posições iniciais, emitindo energia na forma de fótons e comprimentos de onda característicos, a partir dos quais é possível identificar os elementos e, através da intensidade de seus picos, determinar sua quantidade [52].

4.4.2. Ensaio metalográfico

Analisou-se a microestrutura dos corpos de prova confeccionados para o ensaio termomecânico da Gleeble e para as amostras das simulações de tratamentos térmicos nos fornos de escala laboratorial. As análises foram realizadas na seção transversal.

A preparação das amostras foi iniciada com o lixamento do material, com a utilização de lixas com granulometria de 400 e 1200, em uma preparadora metalográfica automática Struers, seguida da operação de polimento final, de forma que a superfície das peças apresentasse poucos riscos e que estes não fossem prejudiciais à visualização da microestrutura no microscópio óptico. O polimento foi realizado em um pano de feltro e com suspensão de alumina de granulometria 3 μm em água, também em uma politriz de marca Struers. Para os corpos de prova utilizados para a construção do diagrama TRC, foi preciso adicionar uma etapa anterior de embutimento a frio, devido às suas pequenas dimensões, conforme apresentado na **Figura 37**.



Figura 37. Corpos de prova do ensaio termomecânico embutidos em resina para análise de metalografia.

Após, os materiais foram submetidos ao ataque com reagente Nital 2%, constituído por 98mL de álcool etílico e 2mL de ácido nítrico. É o reagente químico indicado para todas ligas de aço, que permite a identificação clara dos diferentes microconstituintes presentes [53]. Para análise e verificação das microestruturas reveladas, utilizou-se o microscópio óptico Olympus, com sistema de aquisição de imagem acoplado, onde foram registradas imagens da superfície, a meio raio e núcleo das amostras, com aumento de 100, 200 e 500x.

4.4.3. Ensaio termomecânico Gleeble

Para a construção do diagrama TRC da liga DIN 19CrNi5, utilizou-se o equipamento de simulação termomecânica Gleeble 3500 (**Figura 38**). É empregado para verificação da microestrutura do material em diferentes temperaturas e taxas de resfriamento, avaliando-se cada microestrutura formada para as simulações realizadas. Conforme explanado na seção 5.2, foram retiradas duas amostras de 300mm, após a etapa de laminação, e enviadas para usinagem, a fim de obter as dimensões apresentadas na **Figura 39**. Foram obtidos quinze corpos de prova no total, que foram mantidos fixos dentro da máquina por garras de cobre e acoplados a um termopar para um maior controle das temperaturas aplicadas (**Figura 40**).



Figura 38. Simulador Termomecânico Gleeble 3500. Fonte: Cedida por Gerdau Aços Especiais Charqueadas.

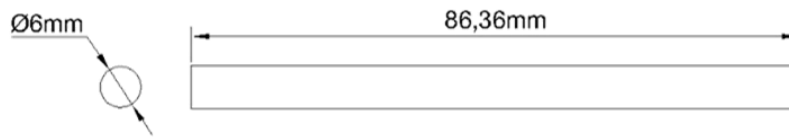


Figura 39. Dimensões dos corpos de prova designados ao ensaio termomecânico.

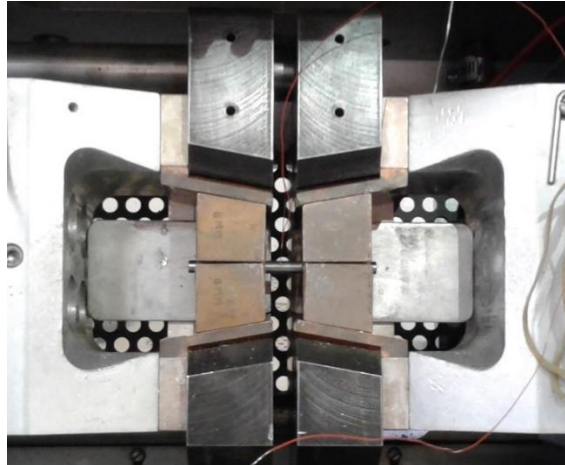


Figura 40. Corpo de prova utilizado para o ensaio termomecânico, fixo na máquina por garras de cobre, com acoplamento de termopares na região central.

O equipamento possui um *software* de análise de dados de dilatometria, onde há a transmissão das informações, a partir da captura de movimentos, por um transdutor. Estes movimentos são medidos através de um dilatômetro, extensômetro utilizado para medir pequenas variações do diâmetro dos corpos de prova quando são aquecidos e resfriados. A quantificação destas informações permite a identificação das temperaturas de início e fim das transformações de microestrutura.

Para determinação do início e fim das transformações, foi o utilizado o Método da Tangente. Este consiste na marcação de um ponto da curva de Dilatação versus Temperatura, próximo da região em que a transformação ocorre, que será convertido em uma reta tangente pelo software. A mudança microestrutural inicia ou termina quando a reta tangente coincidir com os valores da curva. A **Figura 41** apresenta um exemplo da aplicação do Método da Tangente para determinação das temperaturas de transformações para uma dada taxa de resfriamento.

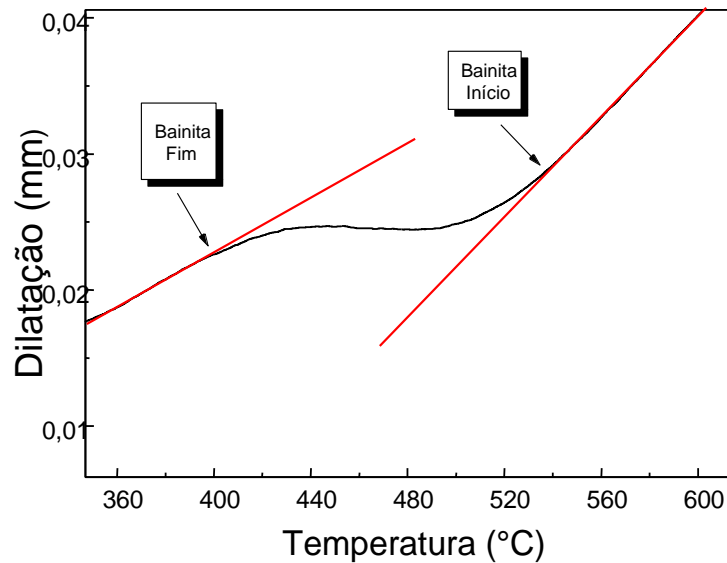


Figura 41. Exemplo de utilização do método da tangente para determinação de temperaturas de transformação para taxa de resfriamento de 3°C/s.

No estudo em questão, aqueceu-se os corpos de prova até 880°C, acima da temperatura A_3 , a uma taxa de 20°C/s. A temperatura de austenitização foi determinada pela **Equação 2** [54], resultando em aproximadamente 815°C. Optou-se pelo emprego de 65°C acima deste valor para garantir a completa transformação da Austenita.

$$T_{A3} = 910 - 203 \sqrt{\%C} - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) \quad \text{Equação 2}$$

As amostras permaneceram pelo tempo de 1 minuto, visando à homogeneização térmica, sendo submetidas a diferentes taxas de resfriamento. As taxas de resfriamento das simulações foram compreendidas entre 0,05°C/s e 50°C/s. Em cada ciclo, foram adquiridos parâmetros de dilatométrica, utilizados na construção do diagrama TRC, e realizadas análises de microestrutura e dureza em cada corpo de prova ensaiado. Durante os ensaios, o aquecimento e o resfriamento ocorreram somente na região central do corpo de prova, onde foi soldado o termopar, conforme ilustrado na **Figura 42**.

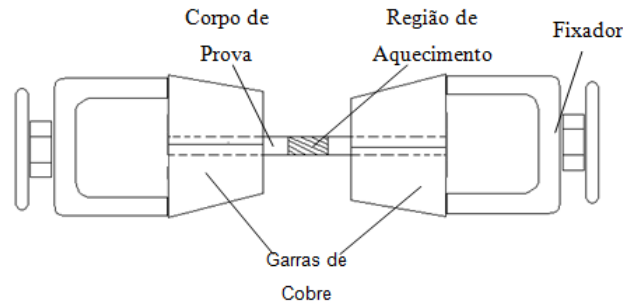


Figura 42. Esquema da montagem e fixação das amostras para confecção curva TRC. Fonte: Relatório técnico Gerdau Charqueadas.

4.4.4. Ensaio de temperabilidade Jominy

A amostra para o ensaio Jominy foi retirada do material na forma de tarugo, proveniente do LC, com bitola de 155 mm. A preparação do corpo de prova teve início com o pré-aquecimento e aquecimento do aço, entre 4h a 8h, com uma temperatura acima da zona de austenitização, para que este fosse encaminhado à operação de forjamento. Foi conformado em uma prensa na área produtiva, para alcançar o diâmetro de 40 mm com ± 5 mm de tolerância dimensional, sendo cortado para o comprimento de 180mm. O material foi enviado ao laboratório e usinado conforme dimensões da norma ASTM A255. As especificações dimensionais estão ilustradas na **Figura 43**.

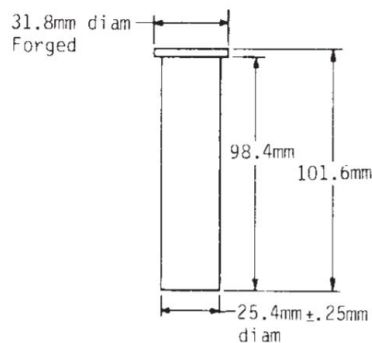


Figura 43. Especificações dimensionais de corpo de prova forjado para ensaio Jominy, segundo ASTM A255. Fonte: [55].

O corpo de prova, já em suas dimensões corretas, foi aquecido com uma temperatura média de 900°C pelo período de 50 minutos, acima de sua zona de austenitização, e resfriado ao ar para ser normalizado, visando à homogeneização de sua estrutura. Após, foi reaquecido na mesma faixa de temperatura, por tempo suficiente para sua homogeneização térmica, e posicionado no equipamento resfriador, que, através de um jato d'água com pressão média de 1,2 kgf/cm² e posicionado com uma distância média de 12,50 mm do material, resfriou a amostra a partir de sua extremidade, temperando-a. A **Figura 44** ilustra o início do resfriamento do corpo de prova.



Figura 44. Corpo de prova aquecido e posicionado no equipamento resfriador, recebendo jato d'água em sua extremidade para realização do ensaio Jominy. Fonte: Cedida por Gerdau Aços Especiais Charqueadas.

Após o resfriamento da amostra, foi realizada a medição da dureza, em escala Rockwell C, através do durômetro Instron Wilson Hardness. A leitura foi feita em duas trilhas retificadas no sentido longitudinal dos corpos de prova (**Figura 45**), posicionadas a 180° entre si. O teste nestas duas regiões planas auxilia na detecção de erros da amostra preparada e na medição das propriedades mecânicas. Caso a divergência dos resultados das duas áreas fosse superior a 4 pontos HRC, a medição deveria ser repetida a 90° dos dois primeiros testes. A conferência da dureza foi realizada para cada distância Jominy, sendo assim calculada a média para as duas trilhas.



Figura 45. Medição de dureza para os pontos do corpo de prova do ensaio Jominy.

4.4.5. Ensaio de dureza HB

A dureza é uma medida da resistência de um material à uma deformação plástica localizada. Um penetrador é forçado contra a superfície do metal, sob condições controladas de carga e velocidade de aplicação. A profundidade ou tamanho da impressão resultante é analisada, sendo esta menor quanto maior a dureza associada [1].

Para a análise de dureza das amostras já submetidas aos ciclos térmicos, empregou-se o método de dureza Brinell (HB), variante de

ensaio que possui um penetrador esférico. O equipamento utilizado foi um durômetro digital Brinell, com esfera de penetração de 5 mm e carga de 750 kg (**Figura 46**).



Figura 46. Equipamento para teste de dureza Brinell utilizado no presente estudo.

As amostras submetidas ao ensaio possuíam como dimensão $\frac{1}{4}$ de diâmetro 62 mm com comprimento de 50mm. Na face em que a penetração foi realizada, foram lixadas com lixa de granulometria 400, enquanto, na face oposta, esmerilhadas no equipamento Esmeril Naxos. O objetivo da preparação foi garantir o melhor assentamento das amostras e qualidade da identificação da dureza. O teste foi conduzido segundo as especificações da norma ASTM E10, em três pontos da amostra, na superfície, meio raio e no núcleo, conforme apresentado na **Figura 47**, com aplicação de uma força de aproximadamente 30kN, aplicada entre 10 a 15 segundos.

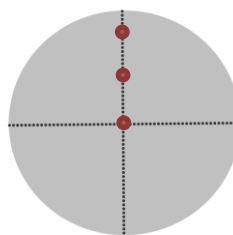


Figura 47. Diagrama apresentando os pontos de medição do ensaio de dureza.

4.4.6. Ensaio de impacto Charpy

O ensaio de impacto Charpy possui como objetivo a medição da energia de impacto, tenacidade ao entalhe, a partir da aplicação de uma carga no material a ser testado. A energia absorvida pelo material, até a sua fratura, é proveniente do impacto provocado pela colisão de um martelo pendular, liberado de uma posição pré-determinada a uma altura fixa, estas estabelecidas por normas. Quando o martelo é solto, a energia potencial gravitacional se transforma em energia cinética e, após o impacto, o mesmo sobe até uma altura correspondente à energia absorvida para deformar e romper o corpo de prova, resultando na sua falha [1][56].

Os testes mecânicos foram executados a temperatura ambiente no equipamento MFL – PSW 30/15, apresentado na **Figura 48**, em que foram utilizadas duas barras por ciclo de tratamento térmico simulado. De cada barra, foram confeccionados três corpos de prova, que, assim como o peso e altura do pêndulo, foram determinados pela norma ISO 148-1. O entalhe designado foi em “V”, com profundidade de 2mm, usinado em brochadeira. As dimensões estão apresentadas na **Figura 49**.



Figura 48. Equipamento MFL – PSW 30/15, utilizado para avaliação de resultados de impacto Charpy para o aço DIN 19CrNi5.

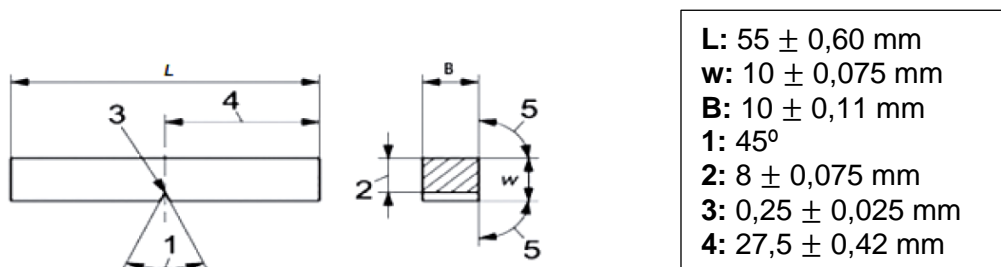


Figura 49. Dimensões para corpo de prova destinada ao ensaio de impacto Charpy. Fonte: [57].

De acordo com a norma ASTM 2298-18, o resultado da energia absorvida, pela amostra rompida, corresponde à área abaixo da curva de força versus deslocamento em ensaios de impacto instrumentais. O comportamento destas curvas pode variar para diferentes aços, microestruturas e temperaturas, mesmo que possuam valores idênticos de energia. É possível identificar nestes gráficos o desempenho do material frente à cada etapa de propagação da trinca, inicialmente estável e, com o prosseguimento do ensaio, catastrófica [58].

Um dos fatores que influencia na resposta de um material ao ensaio de impacto, e a outros ensaios mecânicos, é a sua anisotropia, sendo o bandeamento a razão primária. Esta heterogeneidade microestrutural pode afetar o crescimento das microtrincas e sua posterior propagação, sendo necessário possuir o conhecimento do grau de bandeamento do aço antes de seu processamento. Um estudo evidenciou que as microtrincas normalmente ocorrem na junção entre duas bandas, fazendo com que o seu crescimento aconteça mais facilmente pelos contornos de grão, resultando em uma menor tenacidade. Regiões de concentração de tensão foram também identificadas entre as interfaces, devido ao comportamento das bandas durante as consecutivas deformações, resultando em um aumento da tensão localizado à medida que o ensaio prosseguiu. É possível observar este comportamento na **Figura 50**, que ilustra, através do método Von Mises, a escala de tensão durante a propagação da trinca ao longo do emprego de uma tensão inicial de 2,2kN no sentido uniaxial [59].

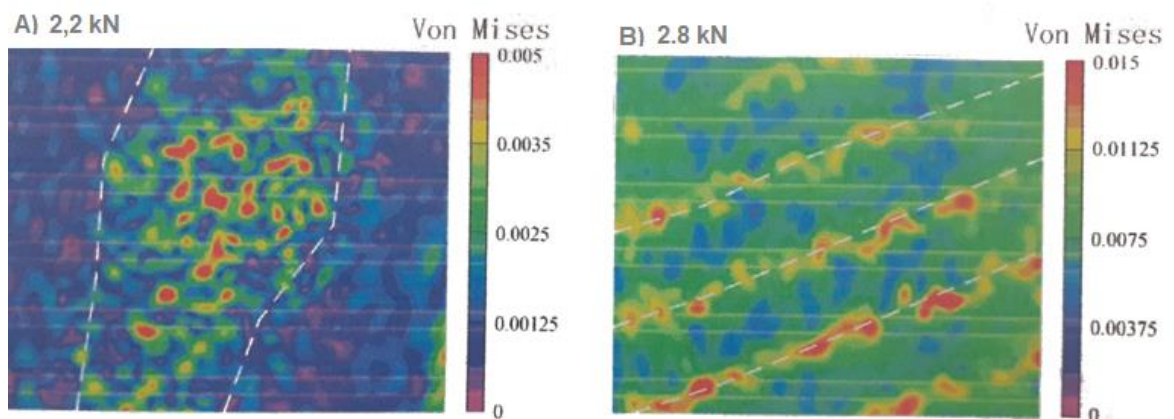


Figura 50. Escala de tensão de Von Mises apresentando os campos de tensões de microestruturas bandeadas na direção do carregamento uniaxial. A) $F = 2,2\text{kN}$ (antes do escoamento), B) $F = 2,8\text{ kN}$ (após escoamento). Fonte: Modificada de [59].

Outro trabalho comprovou que a orientação destas trincas também varia com o bandeamento, dependente da direção em que o esforço é aplicado no ensaio, variando entre 0° a 90° em materiais bandeados, enquanto de 0° a 45° para aqueles somente perlíticos e ferríticos. Foi observado que a direção do bandeamento, em materiais com microestruturas de Perlita e Ferrita, exerceu uma influência significativa no tamanho das discontinuidades formadas, sendo o mecanismo primário de propagação atribuído à incompatibilidade elástico-plástica

entre as interfaces das bandas destas estruturas [60].

Um terceiro estudo comparou as propriedades de impacto de e tração transversal de estruturas com e sem bandeamento, para um aço de composição química C 0,25%, Mn 1,5%, P 0,015%, S 0,019% e Si 0,022%. As amostras foram submetidas a ciclos de recozimento e de têmpera e revenimento, com a obtenção de estruturas ferríticas e perlíticas, para o primeiro e, para o segundo, martensíticas. Os resultados são apresentados na **Figura 51**.

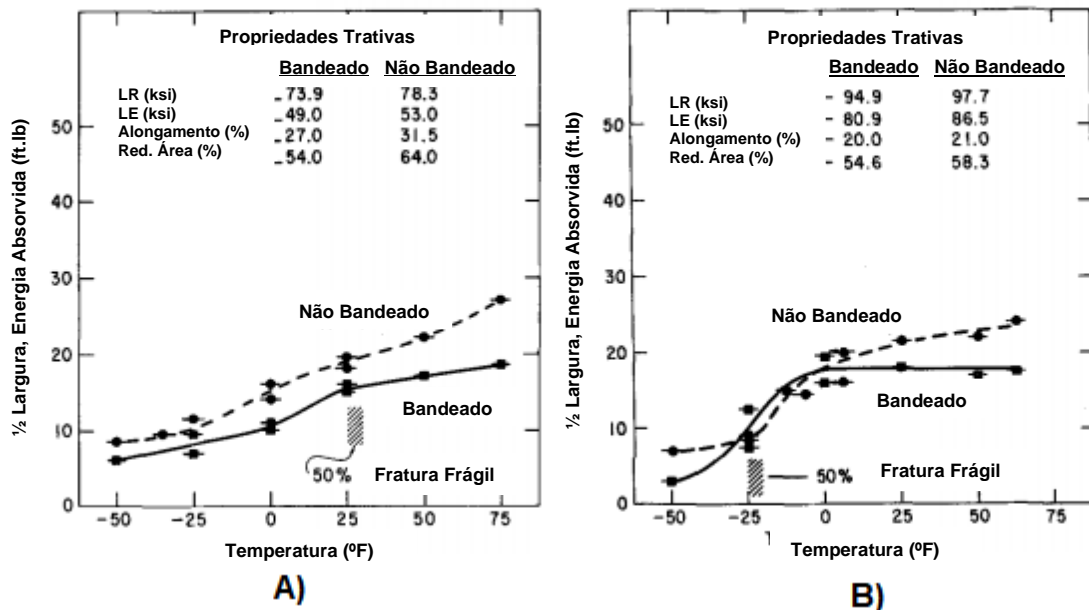


Figura 51. Resultados de impacto e tração comparando-se materiais com e sem bandeamento para ciclos térmicos de A) Recozimento, B) Têmpera e revenimento. Fonte: Modificada de [61].

Observa-se que, de maneira geral, as amostras com bandeamento absorvem uma menor energia do que as homogêneas em ambos tratamentos térmicos, sendo esta diferença mais acentuada para materiais recozidos. Os dados indicaram pouco efeito do bandeamento no limite de escoamento e de resistência mecânica. Todavia, a remoção do bandeamento para o material recozido melhorou consideravelmente a sua redução de área, sendo esta propriedade um critério mais sensível à ductilidade do material do que seu alongamento.

4.4.7. Ensaio de tração

É um ensaio mecânico destrutivo, empregado para caracterização de propriedades mecânicas como resistência ao escoamento, resistência mecânica, razão elástica (para materiais perlíticos e ferríticos em torno de 0,70), alongamento e redução da seção transversal até o momento da ruptura do corpo de prova de dimensões normalizadas. Consiste na aplicação de uma força uniaxial em um corpo de prova, que promove uma deformação gradativa na direção do esforço, esta confinada na região central, chamada também de área útil. A medida deste deslocamento é realizada através de extensômetros. As máquinas do ensaio são projetadas para alongar as amostras em uma

taxa constante, ao mesmo tempo que registram a carga instantânea aplicada e os alongamentos resultantes [1].

No estudo em questão, os ensaios foram realizados no equipamento Instron Universal – 300LX (**Figura 52**). Foram retiradas amostras de duas barras submetidas a cada ciclo térmico de simulação, com posterior usinagem para adequação de suas dimensões conforme norma ASTM E8/E8M. No total, foram obtidos quatro corpos de prova por ciclo. A **Figura 53** apresenta as dimensões dos corpos de prova utilizados nos testes.



Figura 52. Equipamento Instron Universal – 300LX, utilizado para realização de ensaios de tração para o aço DIN 19CrNi5.

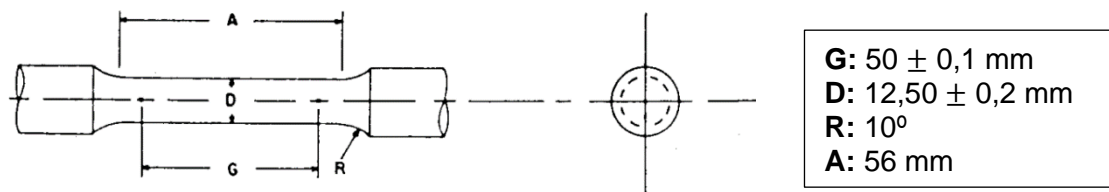


Figura 53. Dimensões para corpo de prova destinada ao ensaio de tração. Fonte: [62].

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Espectrometria de Emissão Óptica (E.E.O.)

O resultado da análise química, realizada através do Espectrômetro de Emissão Óptica Modelo ARL – 4460, do material retirado para construção da curva TRC e para as simulações dos ciclos térmicos, é apresentado na **Tabela 13**. Corresponde à média de duas medições de uma amostra retirada no LC.

Tabela 13. Composição química média do aço DIN 19CrNi5 utilizado para o presente estudo.

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Cr	% Ni	% Mo	% Cu	% Al
0,2	0,88	0,23	0,01	0,03	1,1	1,04	0,05	0,18	0,03

Comparando-se os valores obtidos à composição química nominal, apresentada na **Tabela 11**, não há elementos que ultrapassem as faixas designadas. Buscou-se ainda o histórico de materiais já produzidos para a mesma liga, apresentado na **Tabela 14**, correspondente a seis corridas lingotadas pela aciaria. É possível verificar que não há variação significativa, sendo as amostras retiradas representativas para o prosseguimento do estudo.

Tabela 14. Composição química média e desvio padrão para o aço DIN 19CrNi5, correspondentes a seis corridas produzidas do material.

Elemento	Média (%)	Desvio Padrão (%)
C	0,20	0,01
Mn	0,90	0,02
Si	0,27	0,04
P	0,01	0,002
S	0,03	0,001
Cr	1,07	0,02
Ni	1,05	0,01
Mo	0,06	0,02
Cu	0,18	0,02
Al	0,02	0,01

5.2. Ensaio termomecânico Gleeble

A partir da análise das microestruturas obtidas para as taxas de resfriamento aplicadas pelo simulador termomecânico Gleeble (figuras abaixo), juntamente com os dados da expansão do dilatômetro, construiu-se o diagrama TRC, apresentado na **Figura 67**.

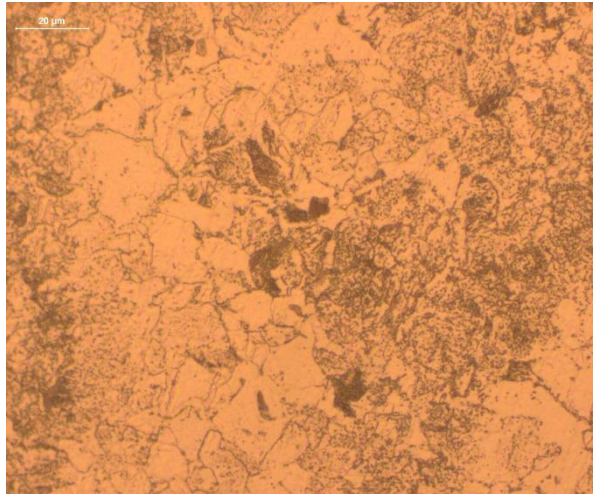


Figura 54. Taxa de resfriamento de 0,05°C/s. Microestrutura: P + F + Regiões esferoidizadas. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.

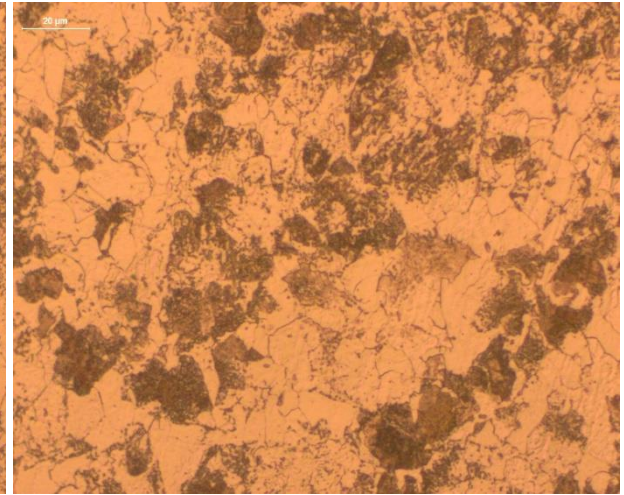


Figura 55. Taxa de resfriamento de 0,10°C/s. Microestrutura: P + F + Regiões esferoidizadas. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

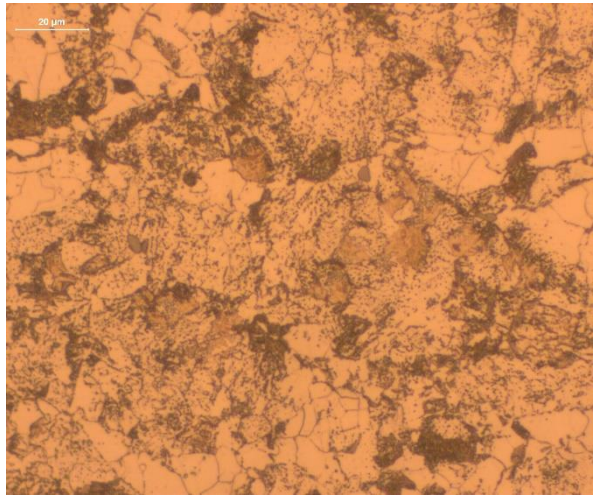


Figura 56. Taxa de resfriamento de 0,25°C/s. Microestrutura: F + P + B + Regiões esferoidizadas. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

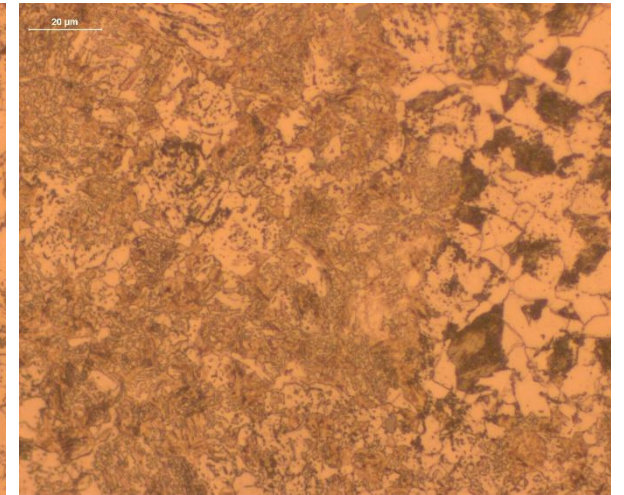


Figura 57. Taxa de resfriamento 0,5 °C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.

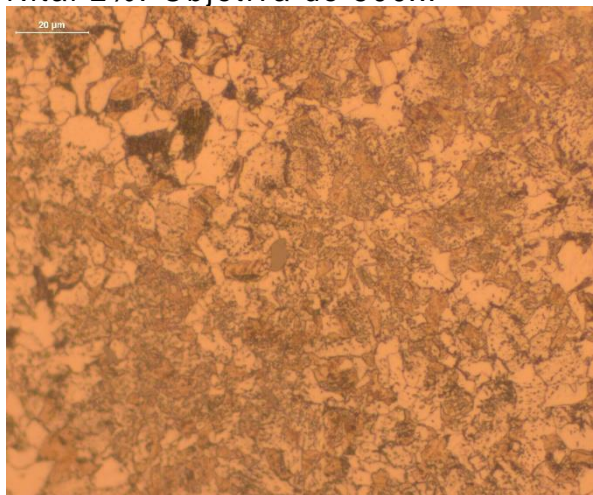


Figura 58. Taxa de resfriamento 1° C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.

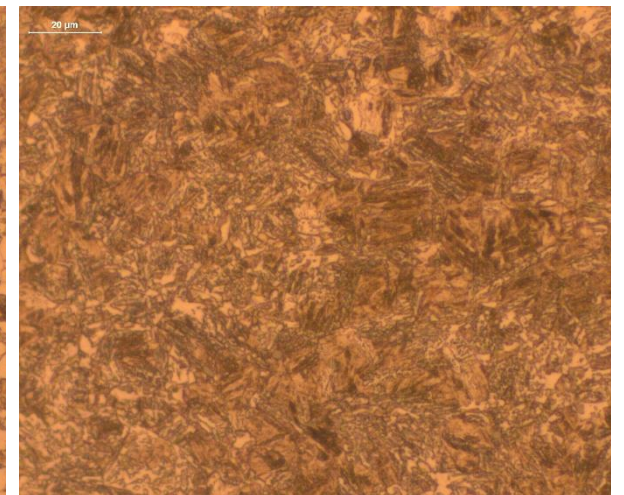


Figura 59. Taxa de resfriamento 3°C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.

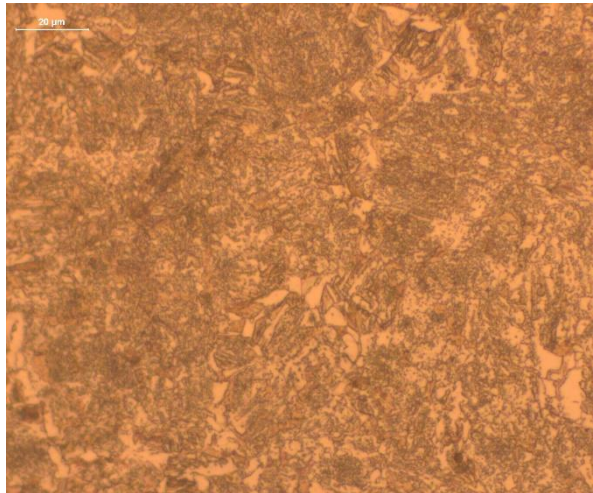


Figura 60. Taxa de resfriamento 5 °C/s. Microestrutura: F + P + B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

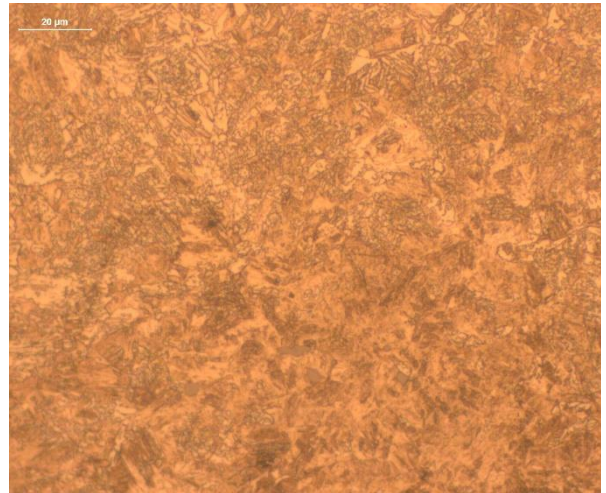


Figura 61. Taxa de resfriamento 8 °C/s. Microestrutura: F + B + M. Ataque Nital 2%. Objetiva de 500x.

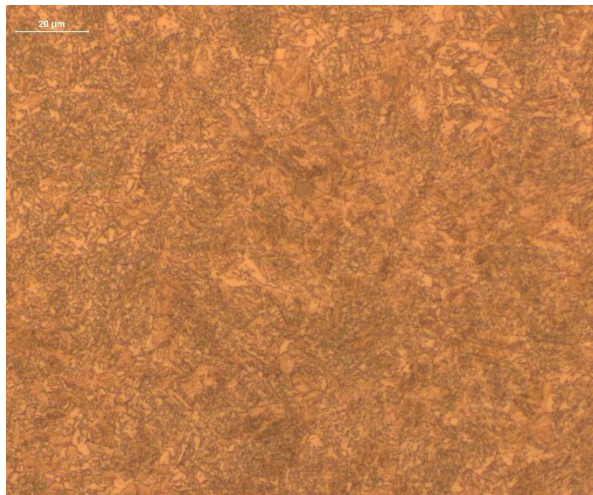


Figura 62. Taxa de resfriamento 10 °C/s. Microestrutura: F + B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

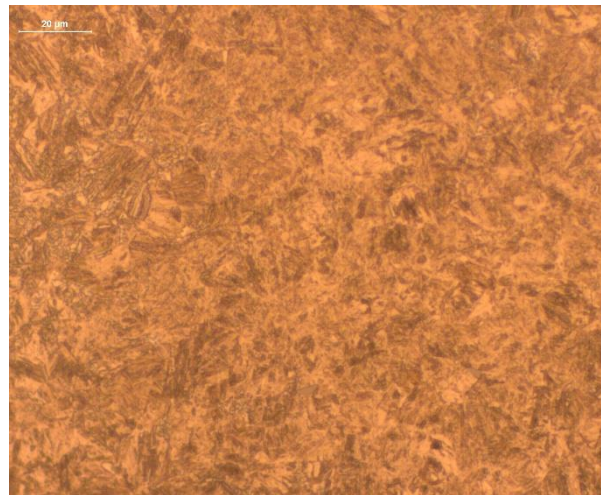


Figura 63. Taxa de resfriamento 20 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

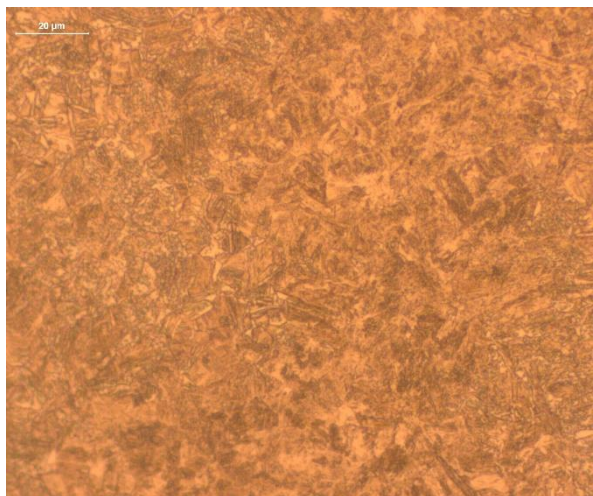


Figura 64. Taxa de resfriamento 30 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

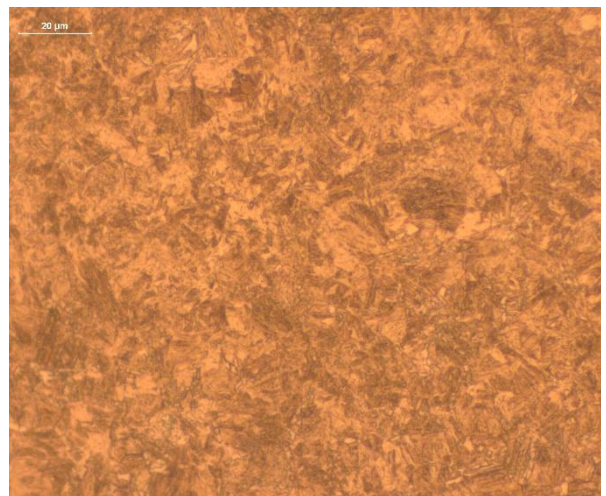


Figura 65. Taxa de resfriamento 40 °C/s. Microestrutura: B + M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

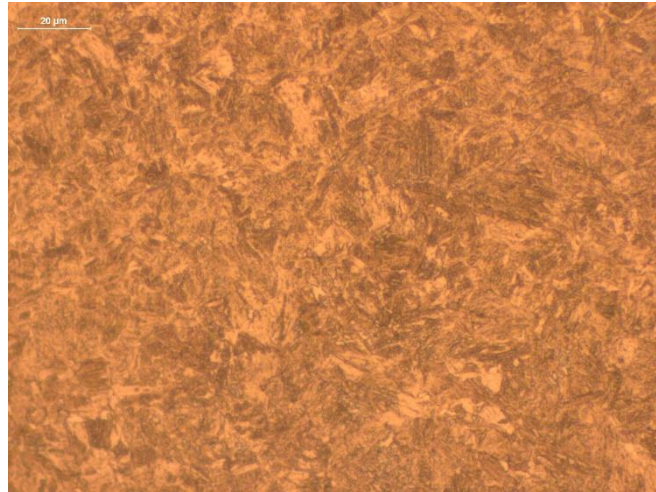


Figura 66. Taxa de resfriamento 50 °C/s. Microestrutura: M. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

DIAGRAMA TRC – DIN 19CrNi5

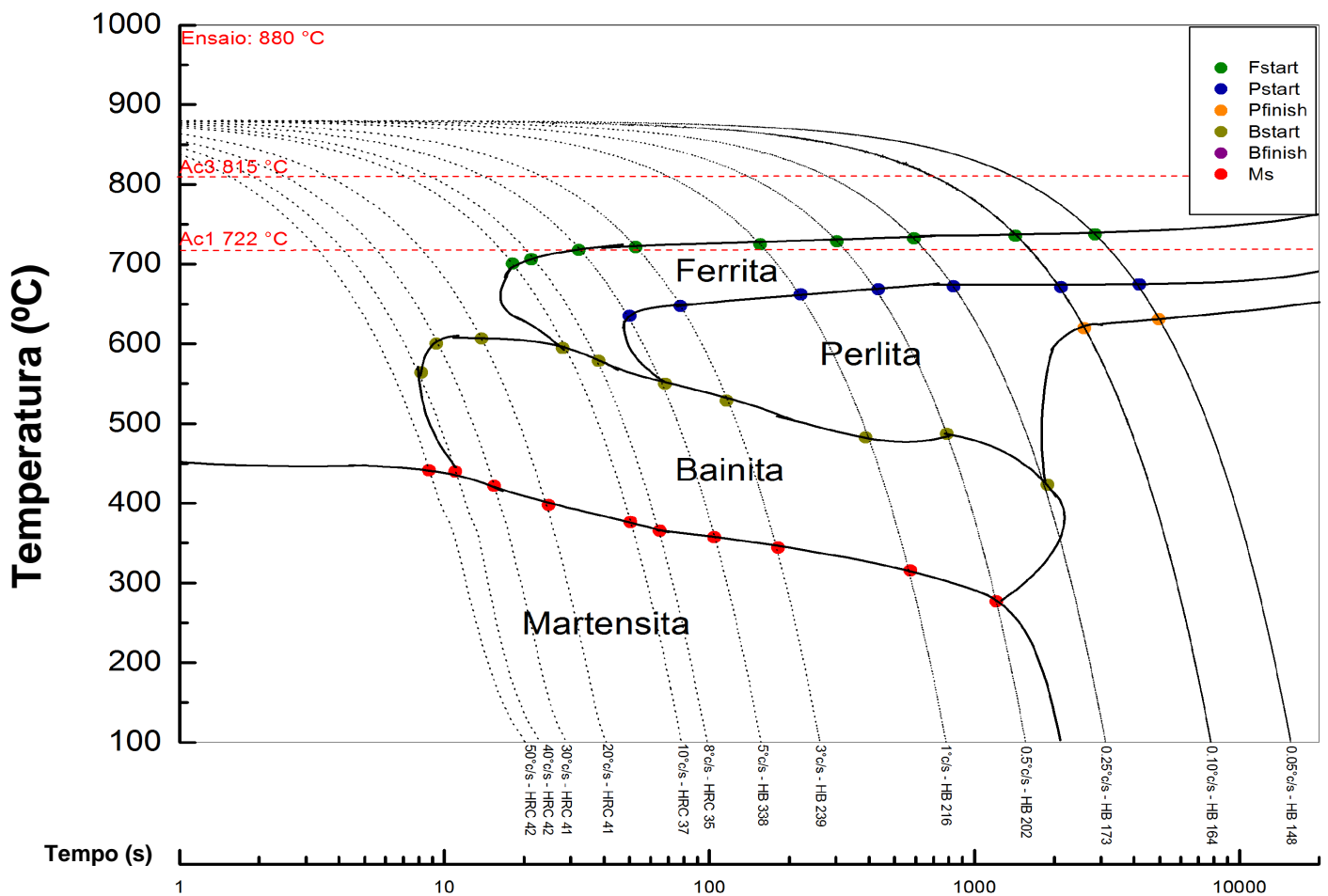


Figura 67. Diagrama TRC obtido através da simulação termomecânica do equipamento Gleeble para o aço DIN 19CrNi5.

Observou-se a ocorrência de formação de Martensita a partir da taxa de resfriamento de 0,5°C/s. Para taxas superiores a 40°C/s,

obteve-se uma microestrutura inteiramente martensítica, sendo alcançada uma dureza máxima de 42HRC em 50°C/s. O aparecimento deste microconstituente, até mesmo em velocidades moderadas de resfriamento, é atribuído à temperabilidade do aço DIN 19CrNi5, verificada também pelo ensaio Jominy, devido aos elementos de liga presentes. Para obtenção de microestrutura perlítica e ferrítica, conforme exigências do produto, verificou-se que é preciso trabalhar com taxas abaixo de 0,25°C/s. Todavia, as amostras submetidas às taxas mais lentas de resfriamento começam a apresentar regiões de microestruturas esferoidizadas. Vislumbrou-se, como alternativa, o emprego de tratamentos isotérmicos. Tem-se também que estruturas desenvolvidas por transformações isotérmicas apresentam uma melhor usinabilidade devido à uma maior homogeneidade de sua microestrutura, características desejadas para a fabricação de engrenagens.

Com base no histórico, resultados de temperabilidade e no diagrama TRC construído, foram propostos quatro ciclos de tratamentos térmicos, com o objetivo de serem simulados em escala laboratorial. Ciclos de recozimento abaixo da temperatura A₃, ou seja, intercríticos e subcríticos, foram descartados, visto que o material de partida do tratamento, após a operação de laminação, é constituído majoritariamente por Bainita, o que elevaria a tendência de formação de microconstituintes esferoidizados [8][9][10]. Os ciclos empregados na simulação estão apresentados na **Tabela 15**.

Tabela 15. Parâmetros utilizados para as quatro simulações de tratamento térmico no presente estudo.

Parâmetros	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Temperatura de Austenitização (°C)	880	880	880	880
Taxa Resfriamento (°C/s)	1	1	1	0,15
Temperatura Patamar Isotérmico (°C)	500	600	650	600
Resfriamento final	Ao ar	Ao ar	Ao ar	Ao ar

A escolha da taxa de resfriamento de 1°C/s no campo de austenitização visou à redução do nível de bandeamento encontrado anteriormente. O aço DIN 19CrNi5, por possuir quantidades significativas de cromo, níquel e manganês, elementos com tendência à segregação pelos seus coeficientes de partição, é propenso à esta configuração. Portanto, com uma alta velocidade de resfriamento, não há tempo suficiente para que ocorra segregação de carbono e de outros elementos durante a decomposição da Austenita [14][15][16]. Taxas superiores também resultam em tempos inferiores do material no forno, interessante sob o ponto de vista econômico e de disponibilidade dos equipamentos. Variou-se a temperatura do patamar isotérmico a fim de

avaliar a sua influência no desenvolvimento das microestruturas.

A taxa de 0,15°C/s foi selecionada por ser intermediária entre 0,25°C/s e 0,10°C/s, valores em que não seriam mais encontradas estruturas bainíticas e martensíticas. Entretanto, a microestrutura prevista pela Gleeble, com a utilização destas velocidades de resfriamento em um recozimento pleno, começa a apresentar carbonetos esferoidizados, justificando-se também o emprego de um ciclo de recozimento isotérmico de menor duração.

5.3. Ensaio de temperabilidade Jominy

O resultado do ensaio Jominy, proveniente da mesma corrida utilizada para as demais caracterizações, é apresentado na **Tabela 16** e na **Figura 68**.

Tabela 16. Resultado do ensaio Jominy do aço DIN 19CrNi5 utilizado para o presente estudo.

Distância extremidade temperada (mm)	Média Dureza (HRC)	Desvio Padrão (HRC)
1,5	47,00	1,10
3,0	46,50	1,00
5,0	45,45	1,90
7,0	42,90	1,80
9,0	40,80	2,00
10,0	40,75	1,50
11,0	37,90	2,40
13,0	35,60	1,80
15,0	34,45	2,30
20,0	31,90	2,80
25,0	31,00	2,80
30,0	30,20	3,00
35,0	29,45	2,70
40,0	28,90	3,60
45,0	28,50	3,80
50,0	28,00	1,60

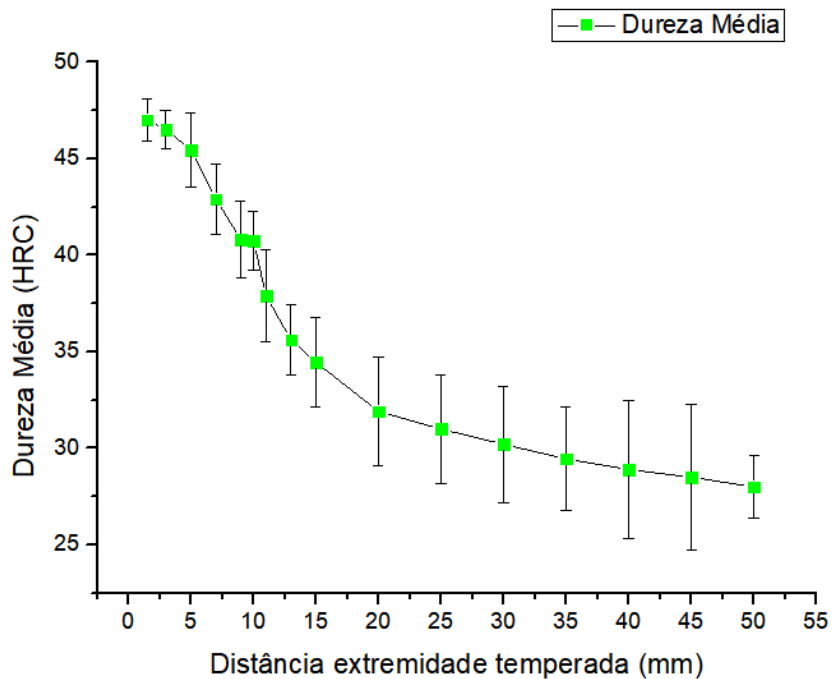


Figura 68. Gráfico da curva Jominy plotado em função dos resultados médios, contendo os respectivos desvios padrões, e curva obtida para a corrida analisada no estudo.

Analisando-se os resultados, é possível observar que os valores encontrados se aproximam das faixas propostas para os aços destinados ao endurecimento superficial, apresentados na norma DIN 17210, especialmente das qualidades 20MnCr5, 15CrNi6 e 17CrNiMo6. Portanto, considera-se que os dados de temperabilidade obtidos são compatíveis com a sua aplicação. A **Figura 69** ilustra, comparativamente, a temperabilidade do aço DIN 19CrNi5 com as de outras ligas.

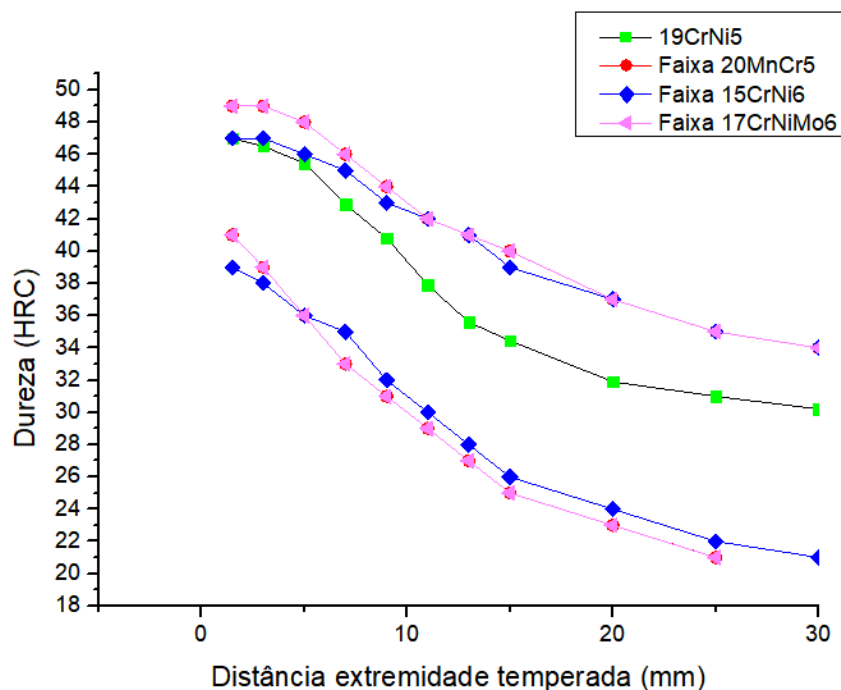


Figura 69. Gráfico comparativo entre curva Jominy obtida para aço DIN 19CrNi5 com faixas de temperabilidade de ligas apresentadas na norma DIN 17210.

A curva Jominy com valores elevados de temperabilidade deve-se à presença dos elementos de liga neste material, em maiores quantidades cromo, manganês e níquel. Ambos elementos favorecem a formação de estruturas bainíticas e martensíticas, através de mecanismos divergentes, conforme apresentado na seção 3.4. A alta temperabilidade já havia sido visualizada anteriormente pela obtenção das curvas TRCs deslocadas para a direita, exigindo o emprego de taxas muito baixas para a formação de constituintes de equilíbrio. Nota-se que, à medida que a distância da extremidade temperada aumenta, há um acréscimo no valor do desvio padrão. Com taxas mais baixas de resfriamento, conforme apresentado no diagrama TRC obtido experimentalmente para a mesma liga, há a formação de microestruturas que não são somente Bainita ou Martensita, ou seja, o material acaba por ser mais heterogêneo. A **Tabela 17** mostra algumas microestruturas encontradas de acordo com a taxa de resfriamento da **Figura 67**, justificando os maiores valores de desvio padrão e menores durezas para as regiões resfriadas mais lentamente.

Tabela 17. Microestruturas encontradas no diagrama TRC obtido experimentalmente para o aço DIN 19CrNi5, de acordo com a taxa de resfriamento empregada.

Taxa de resfriamento (°C/s)	Microestrutura
50	M
20	M + B
10	F + B + M
5	F + B + M + P
0,10	F + P

5.4. Simulações de tratamentos térmicos

5.4.1. Ensaio metalográfico

Com o objetivo de verificar as microestruturas obtidas e avaliar o nível de bandeamento para cada simulação de ciclo de tratamento térmico, foram realizadas análises metalográficas da superfície da amostra, a meio raio e no núcleo. Para todas as simulações, não houve diferenças significativas entre as duas barras utilizadas para cada teste. As imagens registradas e resultados compilados são apresentados abaixo.

Tabela 18. Resultado de análise de microestrutura para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.

Microestrutura	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Superfície	PF + F + B + M	PF + F	PF + PG + F	PF + F + B + M
Meio raio	PF + F + B + M	PF + F	PF + PG + F	PF + F + B + M
Núcleo	PF + F + B + M	PF + F	PF + PG + F	PF + F + B + M

Tabela 19. Resultado de análise de bandeamento para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.

Bandeamento	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Superfície	Leve	Isento	Leve	Leve
Meio raio	Leve	Leve	Moderado	Moderado
Núcleo	Leve	Leve	Moderado	Moderado

- **Ciclo 1**

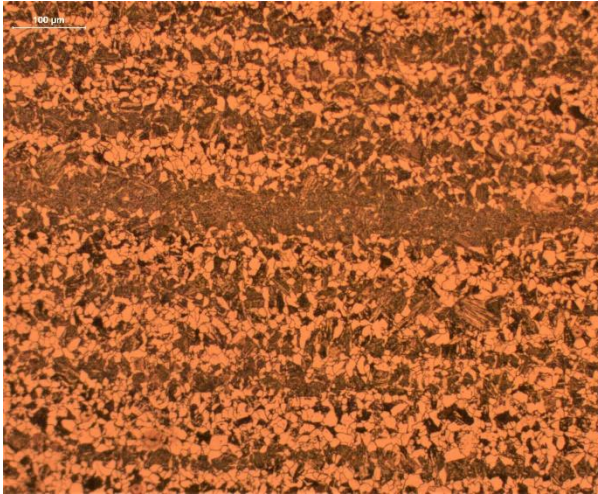


Figura 70. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

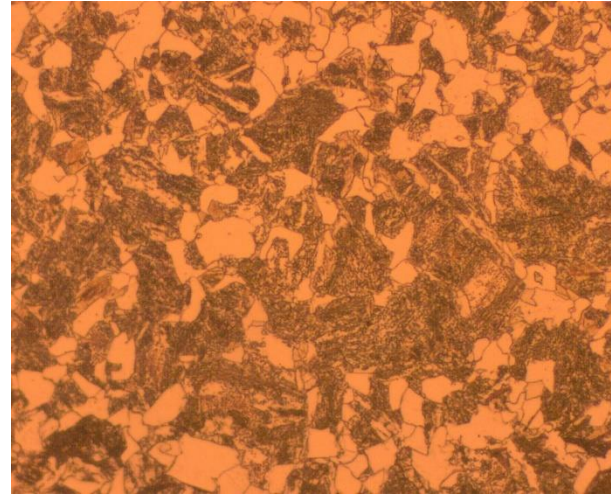


Figura 71. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

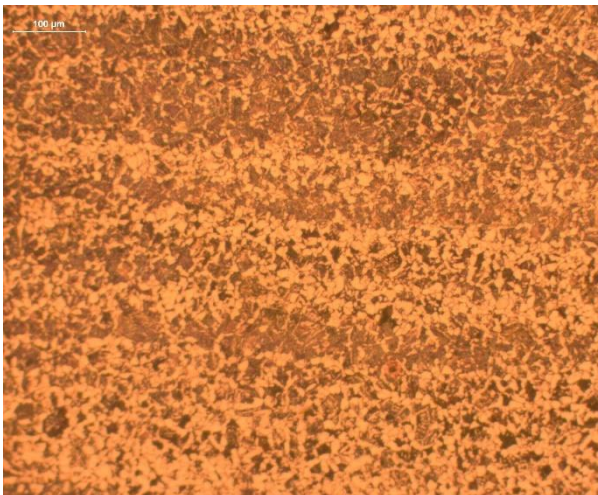


Figura 72. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

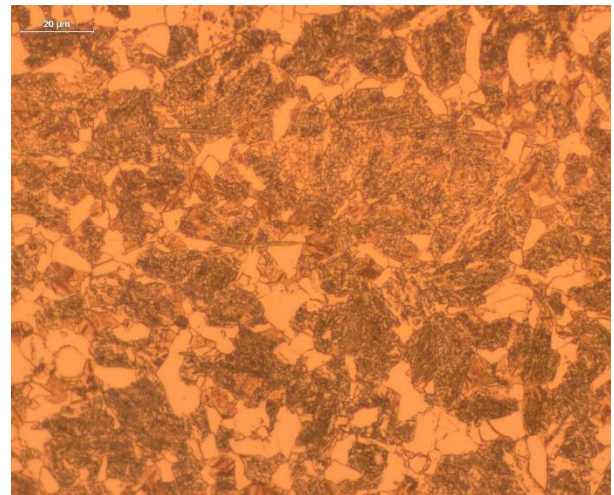


Figura 73. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.



Figura 74. Material submetido ao Ciclo 1. Bandeamento leve. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

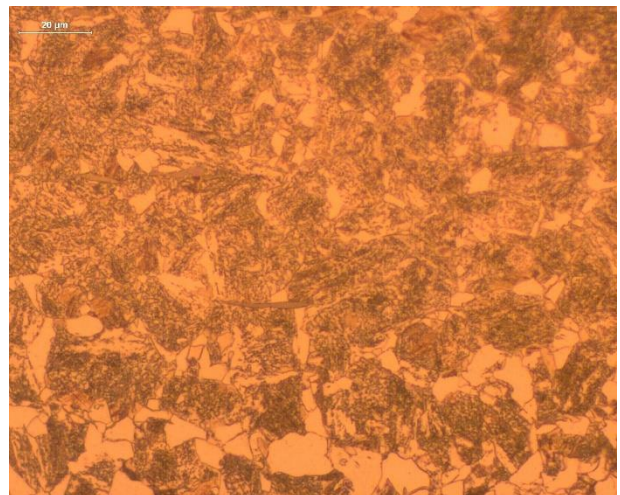


Figura 75. Material submetido ao Ciclo 1. Microestrutura PF + F + B + M. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

- **Ciclo 2**

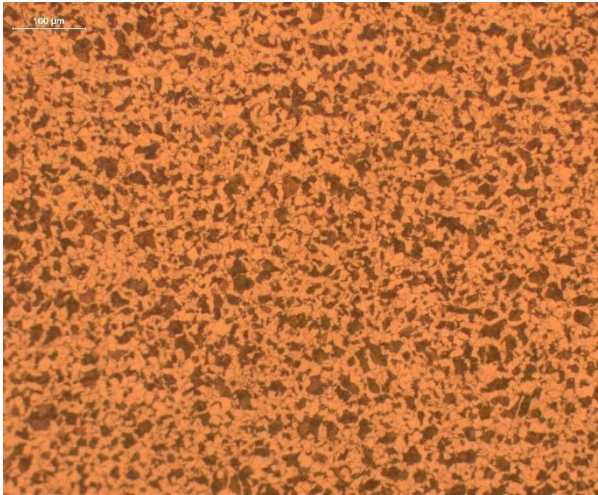


Figura 76. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento isento. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

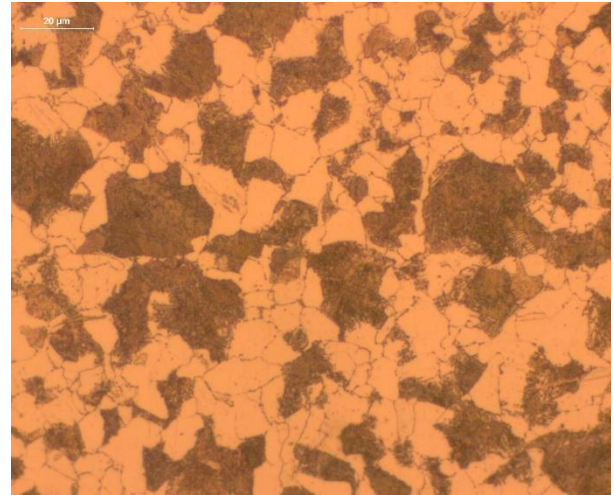


Figura 77. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

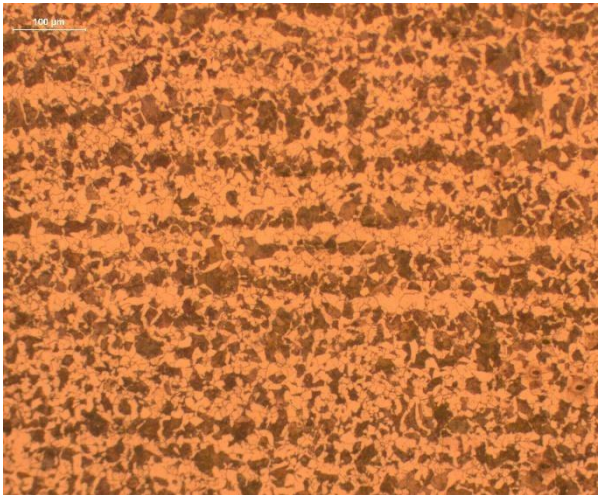


Figura 78. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento leve. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

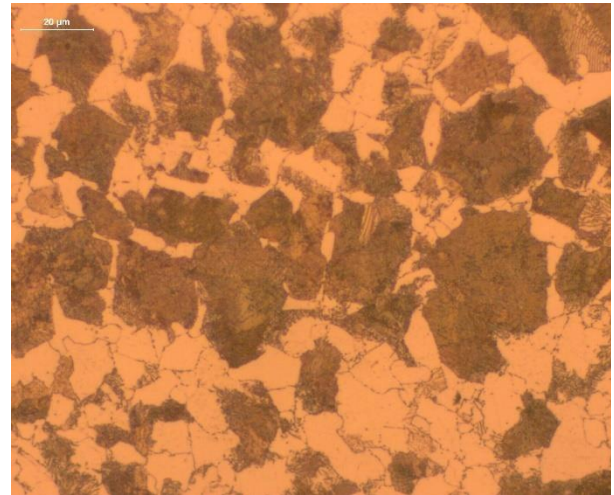


Figura 79. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

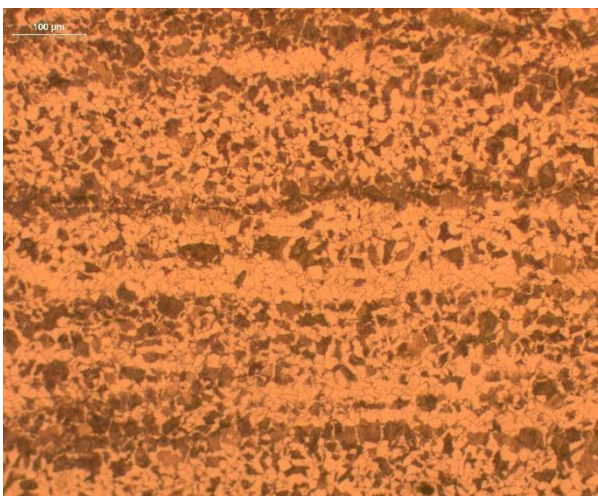


Figura 80. Material submetido ao Ciclo 2. Bandeamento leve. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

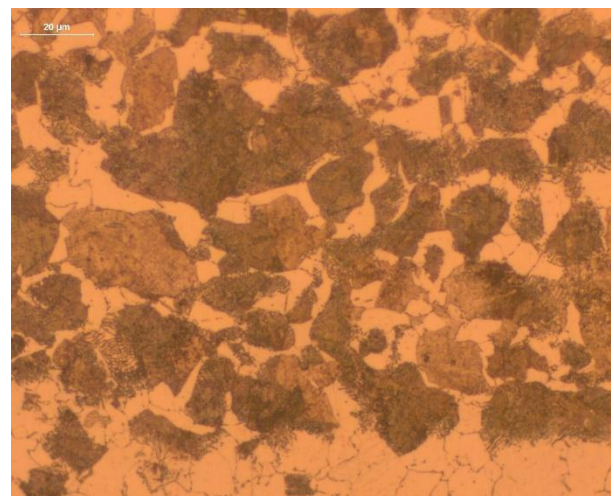


Figura 81. Material submetido ao Ciclo 2. Microestrutura PF + F. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

- **Ciclo 3**

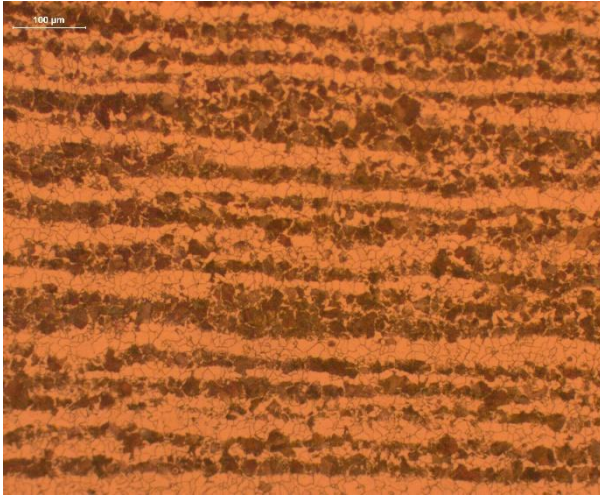


Figura 82. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

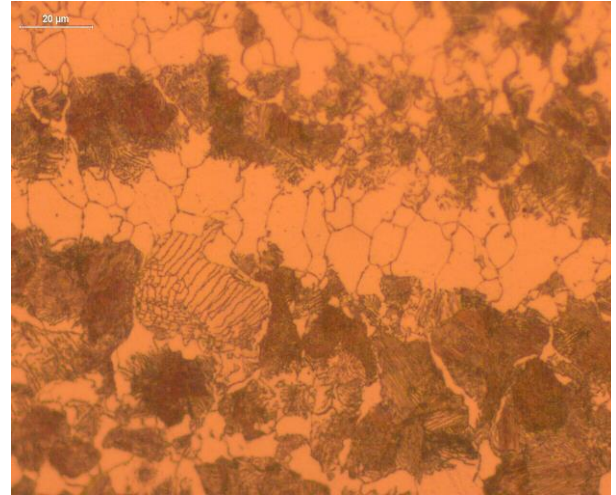


Figura 83. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

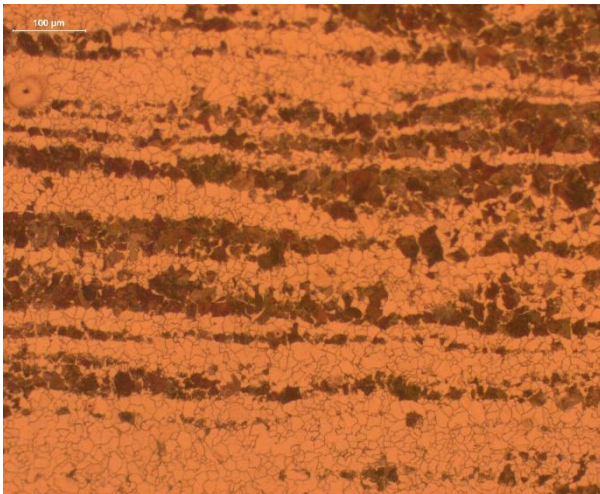


Figura 84. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento moderado. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

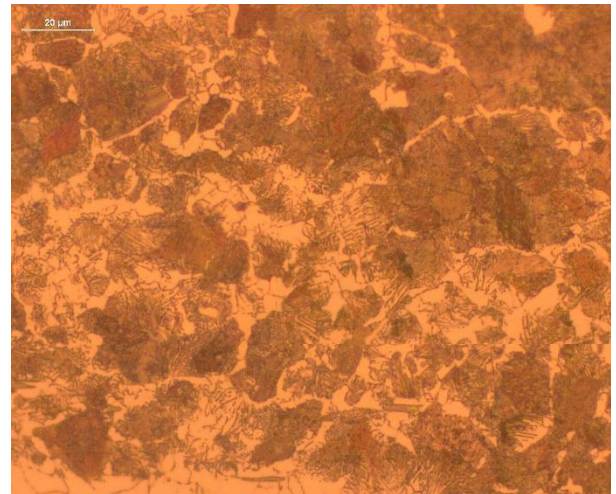


Figura 85. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F. Região de meio raio. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

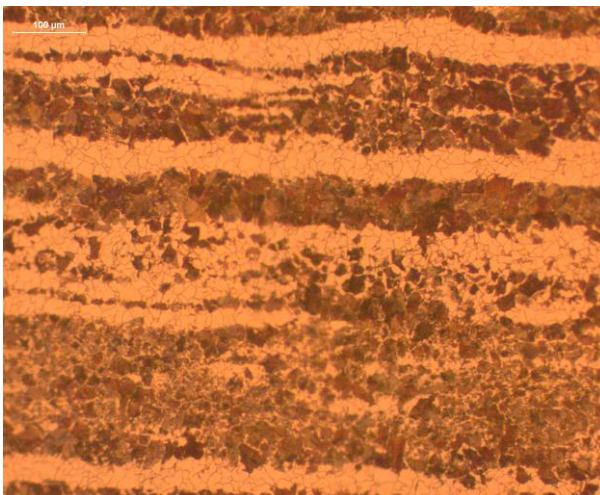


Figura 86. Material submetido ao Ciclo 3. Bandeamento moderado. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

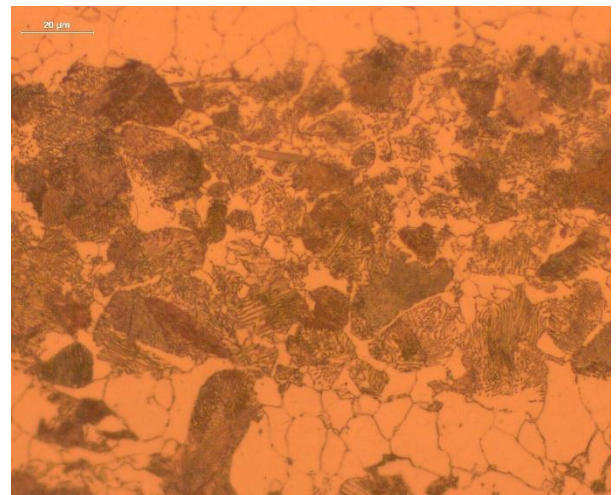


Figura 87. Material submetido ao Ciclo 3. Microestrutura PG + PF+ F. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

- **Ciclo 4:**

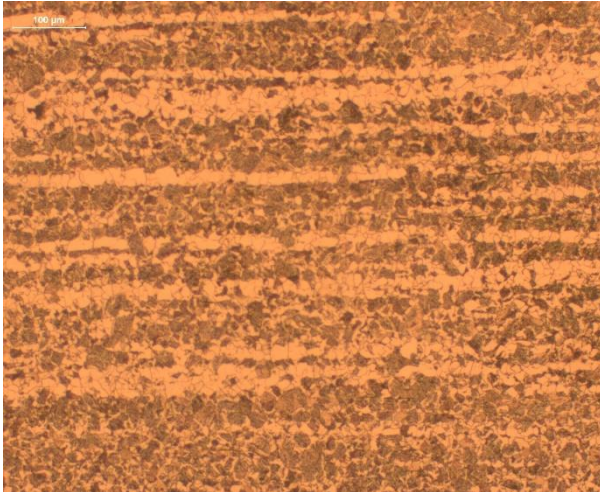


Figura 88. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento leve. Região da superfície. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

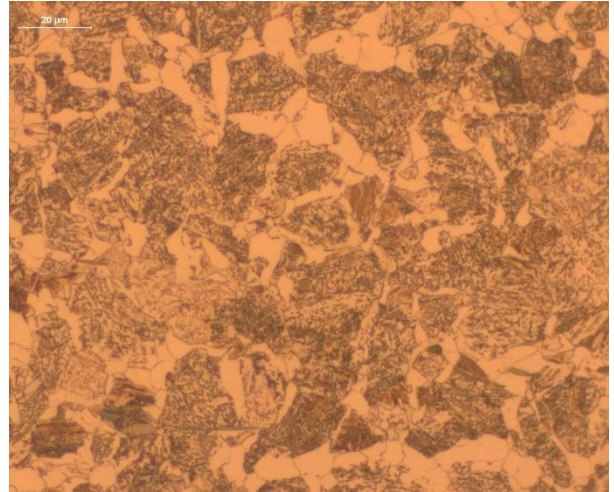


Figura 89. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região da sup. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x

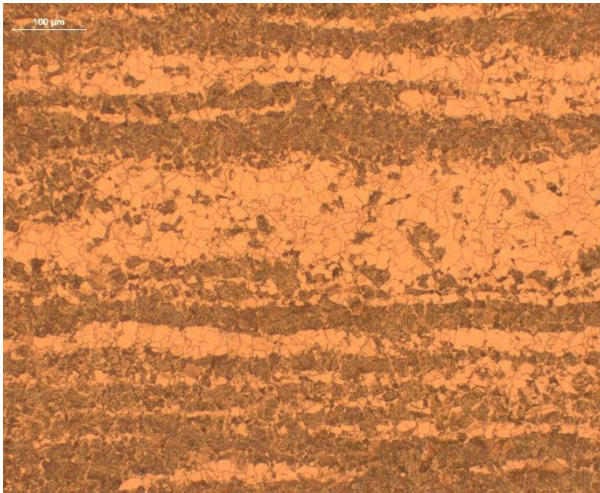


Figura 90. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento moderado. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

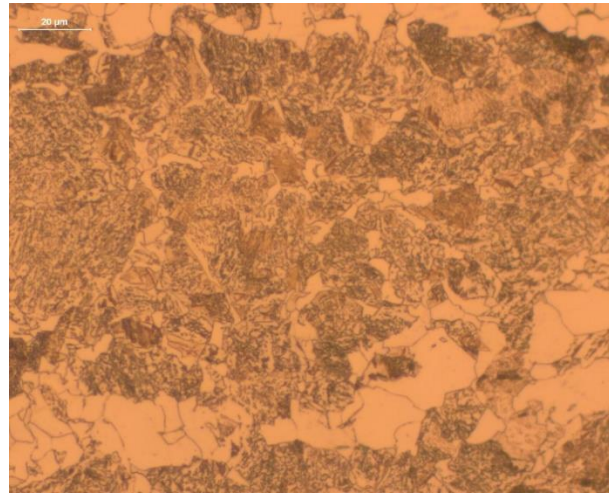


Figura 91. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região de meio raio. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

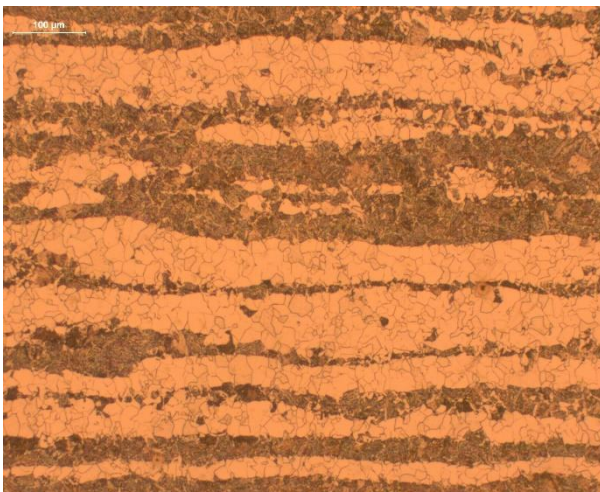


Figura 92. Material submetido ao Ciclo 4. Bandeamento moderado. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 100x.

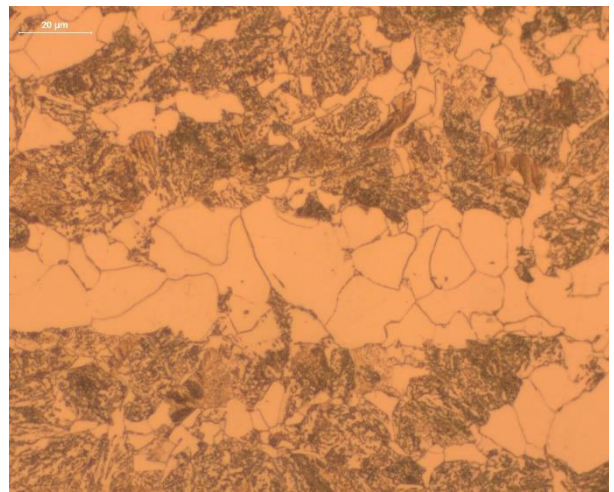


Figura 93. Material submetido ao Ciclo 4. Microestrutura PF + F + B + M. Região do núcleo. Ataque: Nital 2%. Objetiva de 500x.

Ao analisar as metalografias obtidas, é possível verificar que há um aumento na severidade de bandeamento à medida em que as imagens metalográficas se aproximam do núcleo das amostras, embora nenhuma ultrapasse a especificação do produto. Isto justifica-se pela maior segregação química de elementos substitucionais nas regiões centrais e devido a estas seções serem as últimas a se solidificarem por possuírem menores velocidades de resfriamento. Para o ciclo 2, tem-se na superfície um bandeamento nulo, tornando-se leve a meio raio e no centro do material. Para os ciclos 3 e 4, tem-se, superficialmente, bandeamentos leves, que se transformam em moderados ao longo da extensão dos seus diâmetros. Considerando-se somente esta característica, estas foram as duas receitas térmicas que apresentaram os resultados menos satisfatórios. O ciclo 1 apresentou um comportamento divergente dos demais, mantendo o nível de bandeamento leve em toda seção da bitola.

Conforme citado na seção 3.2.4.1., há a influência da taxa de resfriamento na formação das bandas de Cementita. O trabalho referenciado neste tópico comprovou que, com a utilização de velocidades superiores de resfriamento, não há tempo suficiente para que ocorra a difusão do carbono durante a decomposição da Austenita a partir de 0,5°C/s [14]. Portanto, para a taxa de 0,15°C/s do ciclo 4, o nível de bandeamento encontrado correspondeu às expectativas. As diferenças entre os ciclos realizados com emprego da taxa de 1°C/s podem ser atribuídas às temperaturas dos seus patamares isotérmicos.

Os ciclos 1 e 2 obtiveram como nível de severidade máximo a classificação leve, com patamares isotérmicos de 500°C e 600°C, respectivamente, enquanto o ciclo 3 a classificação moderada, com patamar de 650°C. Esta maior temperatura de transformação fez com que o material fosse submetido por um tempo inferior à taxa proposta, permanecendo em um patamar mais energético e favorecendo a difusão do carbono, justificando seu resultado. A **Tabela 20** apresenta os diferentes coeficientes de difusão encontrados para o carbono, a partir da **Equação 1**, em função das temperaturas empregadas, já abaixo da zona de austenitização. A composição química do material, com elevados teores de cromo, níquel e manganês, também faz com que o aço possua uma maior tendência de bandear, visto que são elementos que, por seus coeficientes de partição, segregam com maior facilidade.

Tabela 20. Coeficientes de difusão para o elemento carbono em função das temperaturas empregadas nos patamares isotérmicos.

Espécie em difusão	Metal hospedeiro	Temperatura (°C)	D (m ² /s)
C	α - Fe	500	2,41 x 10 ⁻¹²
C	α - Fe	600	1,00 x 10 ⁻¹¹
C	α - Fe	650	1,83 x 10 ⁻¹¹

Verificando-se as microestruturas obtidas, apenas os ciclos 2 e 3 atenderiam às especificações do produto para a obtenção de Perlita e Ferrita. A incidência de Bainita e Martensita no ciclo 1 deve-se ao patamar isotérmico de 500°C. Devido ao pirômetro do forno não ser tão

preciso, é possível que este ciclo tenha sido realizado em uma temperatura um pouco inferior à programada, visto que, no diagrama TRC obtido experimentalmente, a uma taxa de resfriamento de 1°C/s , o patamar de 500°C aproxima-se da curva de início da transformação bainítica. O emprego de temperaturas inferiores a estipulada pode também ter feito com que o tempo de manutenção do material, no patamar isotérmico fosse insuficiente para a completa transformação da Austenita em Perlita e Ferrita, sendo o material resfriado ao ar precocemente e, portanto, decompondo-se em Martensita. Conclui-se que, pela instabilidade dos equipamentos, tanto em escala industrial quanto laboratorial, deve-se optar pelo trabalho em temperaturas superiores.

Para o ciclo 4, pela taxa de resfriamento de $0,15^{\circ}\text{C/s}$, esperava-se uma estrutura somente perlítica e ferrítica, com possíveis regiões de cementitas esferoidizadas, também previstas pelos ensaios realizados na Gleeble. A presença de Bainita e Martensita deve-se a uma inconsistência do forno para seguir a velocidade de resfriamento correta, fato comprovado ao verificar o histórico do equipamento. A máquina não conseguiu reproduzir a taxa durante todo o ciclo, pois não foi construída para manter velocidades muito lentas. Todavia, considerou-se o resultado de bandeamento válido, visto que o descolamento do ciclo proposto ocorreu após o material ter tido tempo para que o carbono e outros elementos substitucionais difundissem ainda na Austenita. Pelas faixas das temperaturas de transformação, tanto para o ciclo 1 e 4, a morfologia da Bainita formada foi superior, de acordo com a seção 3.2.5.

As microestruturas perlíticas e ferríticas, encontradas para os ciclos 2 e 3, foram condizentes com o diagrama TRC do aço DIN 19CrNi5. Comparando-se as duas receitas, foram observadas diferentes morfologias de Perlita. Para o ciclo 2, transformado isotermicamente em 600°C , houve ocorrência apenas de lamelas finas, enquanto que, para o ciclo 3, transformado isotermicamente em 650°C , lamelas finas e grossas, conforme apresentado na **Figura 94**. Na seção 3.2.4., foi apresentado um trabalho cujos resultados evidenciaram que, com uma diferença de aproximadamente 70°C entre patamares isotérmicos dos ciclos executados, o espaçamento interlamelar médio perlítico dobrava devido ao tempo superior para difusão do carbono [13]. No presente estudo, o aumento de 50°C entre o ciclo 1 e 2 foi suficiente para que houvesse incidência da morfologia grosseira, embora ainda não predominante na microestrutura, tornando o material mais heterogêneo.

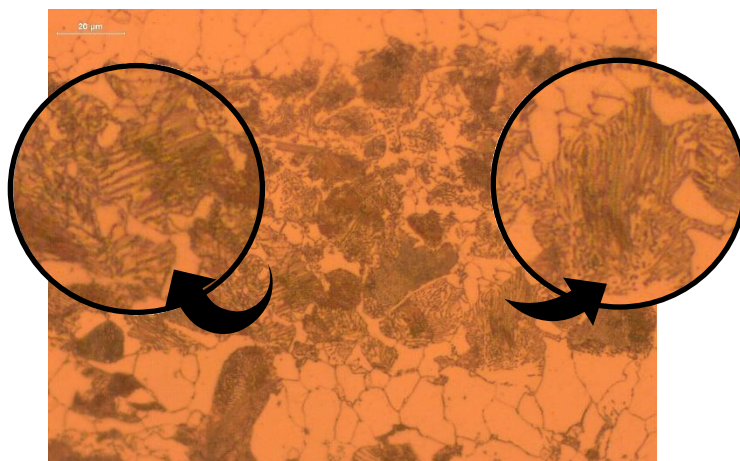


Figura 94. Material submetido ao Ciclo 3, evidenciando a presença de Perlita Grossa. Ataque: Nital 2%.

5.4.2. Ensaio de dureza HB

Os resultados das análises de dureza HB, realizadas na superfície, a meio raio e no núcleo das duas amostras retiradas por cada simulação térmica, são apresentados na **Tabela 21**.

Tabela 21. Resultados das análises de dureza para a superfície, meio raio e núcleo das amostras para as quatro simulações de tratamentos térmicos.

Dureza (HB)	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Superfície				
Média	222,12	175,58	164,20	207,72
DVP	5,12	0,91	0,26	1,72
Meio Raio				
Média	232,00	176,38	171, 84	218,28
DVP	3,20	1,92	2,36	3,20
Núcleo				
Média	233,08	175,89	170,09	207,89
DVP	4,55	1,03	2,95	0,50

Observou-se que todos materiais submetidos aos ciclos térmicos não ultrapassaram a especificação do produto para máximo de 240 HB em nenhuma seção de sua bitola, valor limitado devido à ductilidade necessária para a operação de corte por cisalhamento, anterior ao forjamento. Os maiores desvios padrões e divergências entre os pontos de medição (superfície, meio raio e núcleo) são atribuídos àqueles materiais com maior heterogeneidade microestrutural ou bandeamento. Dentre todos, o ciclo 2, resfriado a uma taxa de 1°C/s e mantido no patamar a 600°C, apresentou os menores desvios, condizente com a sua homogeneidade e bandeamento quase inexistente, comprovados na sua metalografia. Obteve-se valores próximos para o ciclo 3, resfriado a uma taxa de 1°C/s e mantido no patamar a 650°C, que também apresentou microestrutura perlítica e ferrítica, porém com um maior percentual de Perlita Grossa, fazendo com que apresentasse uma dureza um pouco inferior, como também citado na seção 3.2.4. As

maiores durezas avaliadas correspondem ao ciclo 1 e ao ciclo 4, pois, ao empregar estas receitas térmicas, formaram-se microconstituintes fora do equilíbrio, Martensita e Bainita, responsáveis pelo aumento do valor desta propriedade.

A **Figura 95** compila os resultados de dureza a meio raio, a fim de não considerar a influência da taxa de resfriamento na superfície e o efeito da segregação no núcleo, comparando com as faixas e médias dos aços de temperabilidade similar da norma DIN 17210, para microestruturas perlíticas e ferríticas. Nota-se que os ciclos 2 e 3 possuem valores muito próximos das médias das ligas 20MnCr5, 15CrNi6 e 17CrNiMo6, enquanto os ciclos 1 e 4 ultrapassam os seus limites superiores.

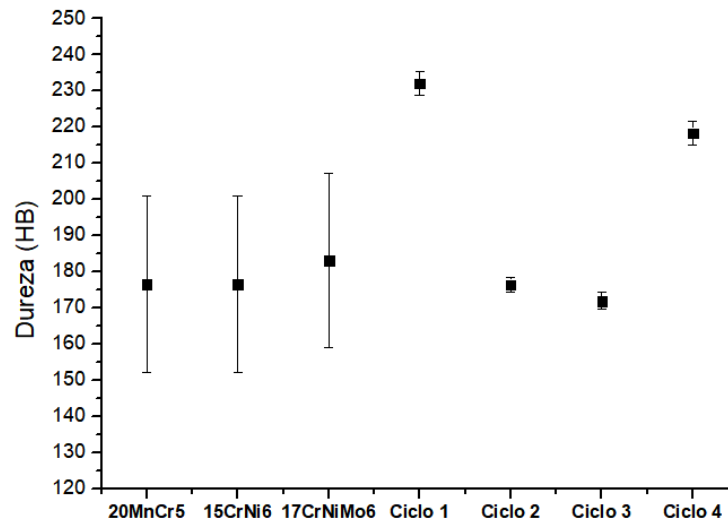


Figura 95. Gráfico comparativo entre durezas obtidas para os quatro ciclos empregados na liga DIN 19CrNi5 a meio raio, com seus respectivos desvios padrões, e faixa de dureza para aços da norma DIN 17210.

5.4.3. Ensaio de impacto Charpy

Os resultados das análises de impacto Charpy das seis amostras retiradas por cada simulação térmica são apresentados na **Tabela 22** e na **Figura 96**.

Tabela 22. Resultados das análises de impacto Charpy para as quatro simulações de tratamentos térmicos.

Impacto Charpy (J)	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Média	49,41	136,33	69,30	35,28
DVP	2,24	0,93	6,70	1,28

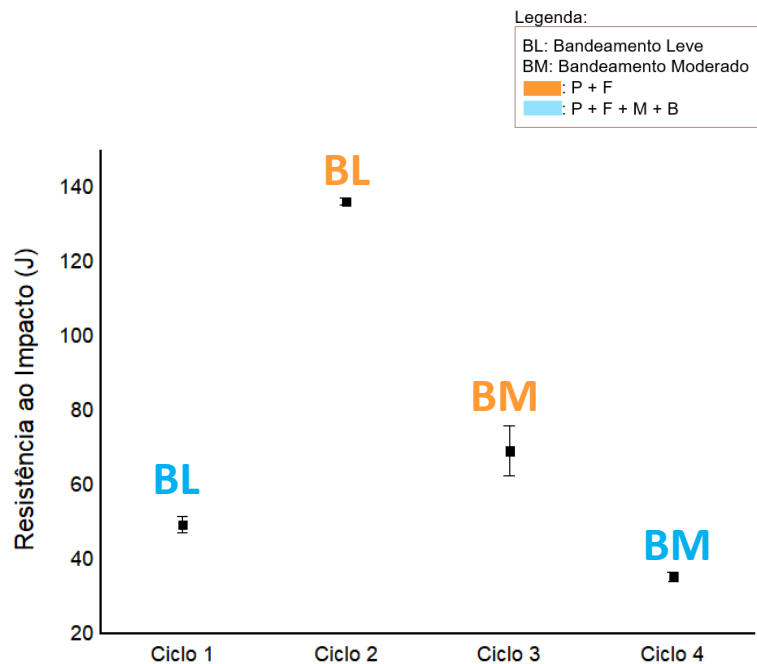


Figura 96. Gráfico comparativo entre as resistências ao impacto obtidas para os quatro ciclos empregados na liga DIN 19CrNi5.

Analisando-se os ensaios realizados, foi possível observar que os ciclos 1 e 4 apresentaram os menores resultados de energias absorvidas. Para a primeira e última receita de tratamento térmico, obteve-se uma microestrutura com presença de Bainita e Martensita, constituintes de elevada dureza e maior fragilidade.

Conforme discutido nos resultados do ensaio metalográfico, evidenciou-se que a morfologia da Bainita encontrada foi superior e que, por possuir partículas grosseiras de Cementita entre as ripas de Ferrita, apresenta baixos valores de ductilidade e tenacidade. Complementando ainda a explicação, devido ao fato de que o material não fora submetido a um ciclo posterior de revenimento para se ter o relaxamento da tetragonalidade da Martensita, a fim de que a mesma decomponha-se para fases de equilíbrio do diagrama Fe-C, este constituinte possuiu tensões associadas a sua formação, que resultam na formação de trincas.

Em um ensaio dinâmico, como o impacto Charpy, imperfeições no material afetam significativamente o desempenho da amostra ensaiada, agindo como concentradores de tensão, justificando-se os baixos valores de energias absorvidas obtidas. Conforme o trabalho citado na seção 4.4.6., **Figura 51**, tem-se que, para microestruturas martensíticas, o bandeamento possui uma menor influência na diminuição da quantidade de energia absorvida, porém ainda visível [61]. O mesmo comportamento pode ser observado neste ensaio, possuindo-se uma diferença de 13,61J em relação ao material sem bandeamento (ciclo 1) em comparação ao com bandeamento (ciclo 4).

É possível que materiais apresentem as mesmas energias absorvidas para diferentes microestruturas, assim como valores com diferenças significativas para microconstituintes similares. Para se ter análises mais assertivas, deve-se considerar o modo como a fratura ocorreu, ou seja, o comportamento do gráfico de força versus deslocamento, a partir do qual são retiradas informações acerca de cada etapa da propagação da falha. Visto que o ensaio deste trabalho foi realizado em um equipamento que fornece apenas o valor

quantitativo final, não foi possível a obtenção destes dados [58].

Embora os ciclos 2 e 3 tenham apresentado microestruturas de equilíbrio, Perlita e Ferrita, obtiveram uma diferença de 67,03 J entre seus resultados. Esperava-se que o ciclo 3 obtivesse a maior resistência ao impacto, por sua dureza inferior e a presença de Perlita Grossa, porém o resultado é dependente da maneira pela qual a trinca propaga. Devido à maior severidade de bandejamento, há ocorrência de bandas concentradas de Cementita e outras de Ferrita e, como o ensaio foi realizado no sentido transversal da amostra, este foi um fator significativo no seu resultado pela anisotropia do material. O mesmo comportamento foi observado no trabalho da seção 4.4.6., em que, para materiais de estruturas perlíticas e ferríticas, verificou-se que a energia absorvida sempre foi inferior em materiais bandeados para todas temperaturas em ensaios realizados no sentido transversal das amostras. Para microestruturas bandeadas, tem-se um mecanismo de propagação de descontinuidades divergente do que para materiais não bandeados [59][60]. É possível que, devido à maior tensão entre as junções das bandas, a formação e crescimento das trincas ocorreu nessa região de interface, fazendo com que propagassem mais facilmente pelos contornos de grão, justificando os baixos valores de energias absorvidas. As regiões bandeadas também apresentam maior segregação de elementos substitucionais, que provocam o endurecimento e aumento da resistência mecânica local, como manganês, cromo e níquel, que podem ter contribuído para o resultado. Não foi possível realizar análise da fratura para as amostras em questão.

5.4.4. Ensaio de tração

Os resultados das análises de tração das quatro amostras retiradas por cada simulação térmica são apresentados na **Tabela 23** e nos gráficos da **Figura 97**.

Tabela 23. Resultados das análises de tração para as quatro simulações de tratamentos térmicos.

Propriedade	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
Resistência				
Escoamento (MPa)				
Média	500,83	427,25	492,75	520,33
DVP	24,52	1,78	18,2	10,21
Resistência Mecânica (MPa)				
Média	815,67	627,75	791,25	808,00
DVP	8,56	3,11	0,82	0,82
Redução Área (%)				
Média	49,00	65,75	41,75	33,37
DVP	1,63	0,43	0,43	1,25
Alongamento (%)				
Média	21,00	29,75	20,25	14,67
DVP	1,00	0,43	0,82	0,47

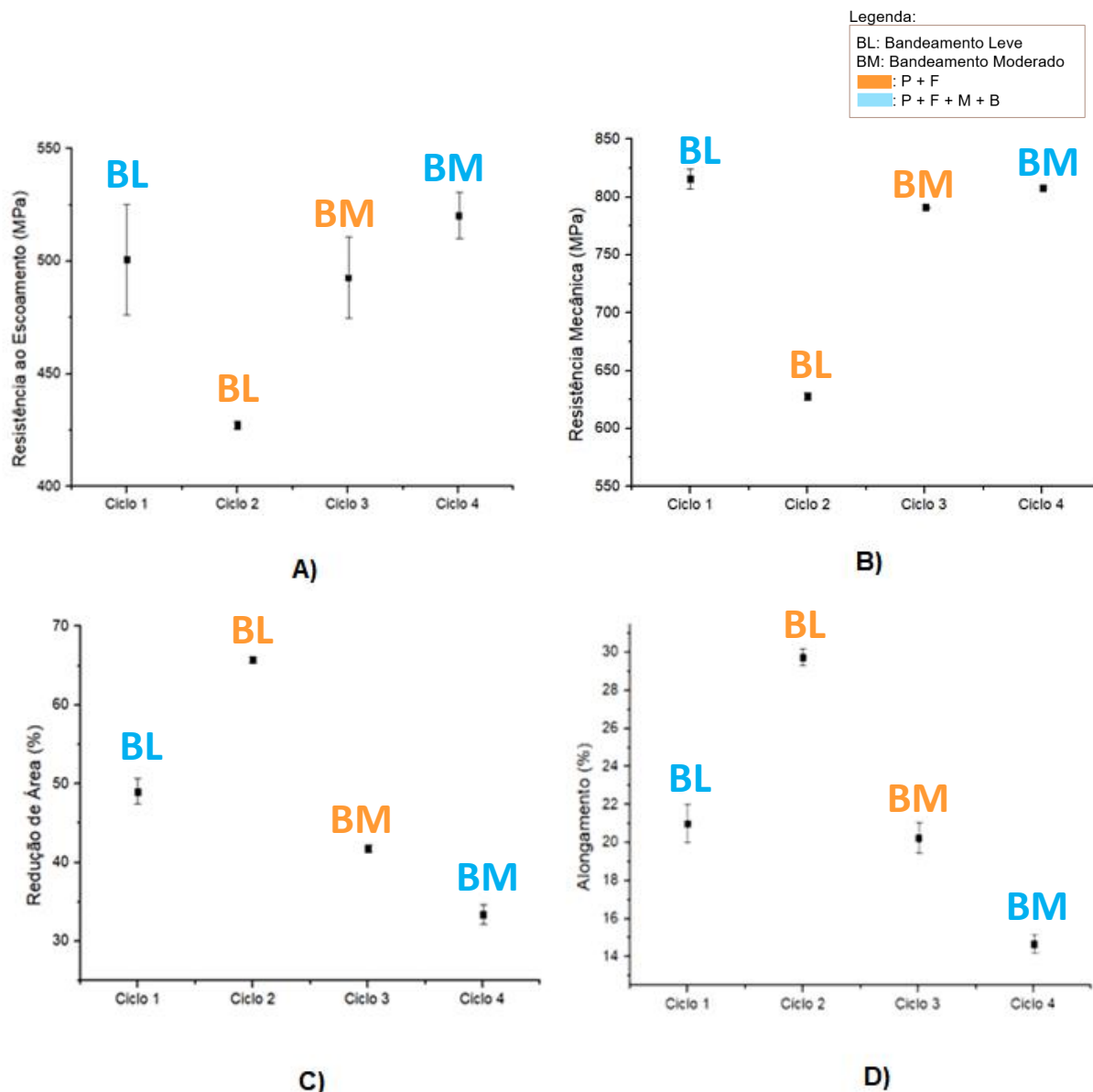


Figura 97. Resultados dos ensaios de tração para as quatro simulações de tratamentos térmicos. A) Resistência ao escoamento, B) Resistência Mecânica, C) Redução de Área, D) Alongamento.

Verificando-se os resultados dos ensaios de tração realizados, é possível observar que, assim como para o impacto Charpy, o ciclo 2 apresentou os valores com as maiores divergências em relação aos demais ciclos para todas as propriedades obtidas. Embora o ensaio de tração possua caráter estático, enquanto o ensaio Charpy é dinâmico, houve coerência entre seus resultados.

Os maiores resultados de resistência ao escoamento e resistência mecânica corresponderam aos ciclos 1 e 4, que também apresentaram os menores valores de energias absorvidas. Atribui-se à presença de Martensita e Bainita, microconstituintes de maior dureza, de morfologia acicular e na forma de ripas, que dificultam a movimentação das discordâncias responsáveis pela deformação plástica. A influência do percentual de Bainita Superior para a resistência mecânica foi apresentada na **Figura 12**. Novamente, observou-se diferenças significativas entre o ciclo 2 e o ciclo 3, de microestruturas perlíticas e ferríticas.

Visto que o ensaio foi realizado no sentido transversal, houve

influência do grau de bandeamento encontrado. Em relação ao trabalho apresentado na seção 4.4.6, **Figura 51**, em que foi verificado que não houveram diferenças significativas no limite de escoamento e de resistência entre materiais com e sem bandeamento [61], nos ensaios realizados para o aço DIN 19CrNi5, as divergências foram mais evidentes. Pode-se atribuir às diferenças de composição química das duas ligas, visto que, a presença de teores consideráveis de cromo, manganês e níquel, elementos com tendência à segregação, fazem com que as regiões de bandeamento e segregação possuam um aumento local das propriedades mecânicas. De maneira geral, os desvios padrões foram superiores para a propriedade de resistência ao escoamento do que para a mecânica. Após o escoamento, há fluência e acomodação das deformações prévias da região central do corpo de prova, em que o ensaio é realizado, justificando a informação.

Os resultados de alongamento e redução de área também podem ser correlacionados com a severidade de bandeamento encontrada. Na literatura, para microestruturas perlíticas e ferríticas, estas propriedades são superiores em materiais isentos de bandeamento, embora as diferenças sejam menos significativas em microestruturas martensíticas [61]. Comparando-se os ciclos que obtiveram a mesma microestrutura (ciclo 1 com ciclo 4, ciclo 2 com ciclo 3), a tendência observada foi que as amostras que não apresentaram bandeamento obtiveram os maiores resultados para estas propriedades, coerentes com o trabalho citado. Novamente, assim como para os limites de escoamento e de resistência, a maior diferença encontrada pode ser atribuída aos elementos substitucionais da liga estudada.

O alongamento e a redução de área podem ser relacionados à razão da resistência do escoamento com a resistência mecânica ou do limite de escoamento com o limite de resistência (LE/LR). À medida que este valor se eleva, aumenta-se a tendência do material a não ter um bom alongamento. Um baixo valor desta razão elástica proporciona maior capacidade de deformação plástica do aço. Os resultados são apresentados na **Tabela 24**.

Tabela 24. Resultados da razão LE/LR para as quatro simulações de tratamentos térmicos

Propriedade	Ciclo 1	Ciclo 2	Ciclo 3	Ciclo 4
LE/LR	0,61	0,68	0,62	0,64
DVP	0,019	0,0004	0,018	0,010

Os valores relativamente baixos, sendo os limites de resistência mecânica aproximadamente o dobro em relação aos de escoamento, permitiram uma redução de área e alongamento razoáveis para os quatro ciclos térmicos. Observou-se que a razão LE/LR apresentou desvios padrões pequenos, explicando também a baixa variação destas duas propriedades na **Tabela 23**. Todavia, o ciclo 2 obteve o maior alongamento e redução de área, sendo estes, respectivamente de 29,75% e 65,75%, devido à presença somente de fases de equilíbrio e baixo nível de bandeamento. A razão elástica para este ciclo não foi

coerente com os resultados práticos encontrados, visto que, por apresentar uma maior ductilidade, há um maior alongamento para uma pouca variação de tensão aplicada.

O aço não especifica uma faixa limitando os valores de resistência ao impacto e de tração, sendo estes apenas valores informativos. Todavia, para a etapa de corte por cisalhamento, é interessante a obtenção de valores não muito elevados de impacto, visto que estes teriam efeitos deletérios na operação, devido à maior dificuldade para a propagação da trinca que separaria o material durante a operação ou à uma maior deformação plástica nas extremidades. Baixas energias absorvidas também poderiam resultar em lascamento e trincas indesejadas, assim como na etapa de forjamento, caso este seja realizado a frio ou a morno. Se realizado a quente, de acordo com as temperaturas apresentadas na **Tabela 7**, os microconstituintes seriam austenitizados, alterando-se consideravelmente os valores de resistência ao impacto encontrados. Elevados valores de resistência ao escoamento e resistência mecânica também prejudicam a conformação do material.

6. CONSIDERAÇÕES FINAIS

- Ao obter os resultados de composição química, com o Espectrômetro de Emissão Óptica (E.E.O.), confirmou-se que o material em questão era o aço DIN 19CrNi5, possuindo valores próximos das outras corridas já vazadas para a mesma liga. Portanto, era representativo da mesma;
- A partir do diagrama TRC obtido experimentalmente para o aço DIN 19CrNi5, concluiu-se que, para a obtenção de microestruturas ferríticas e perlíticas, é preciso empregar taxas de resfriamento abaixo de $0,25^{\circ}\text{C/s}$ em um recozimento pleno. No entanto, para evitar a esferoidização dos carbonetos, é possível trabalhar com taxas elevadas antes de cruzar as curvas de início da transformação martensítica e bainítica, com permanência em patamares isotérmicos de transformação, ou seja, a aplicação de recozimentos isotérmicos;
- Ao analisar os resultados do ensaio de temperabilidade Jominy para a liga DIN 19CrNi5, obteve-se resultados similares às faixas de outras ligas destinadas à mesma aplicação, de acordo com a norma DIN 17210. Portanto, está condizente com sua aplicação final. Os valores altos da curva são justificados pela adição dos elementos de liga que aumentam a temperabilidade, principalmente cromo, níquel e manganês, coerente com as curvas TRCs deslocadas para a direita, obtidas experimentalmente. Os maiores desvios padrão foram encontrados em taxas mais lentas de resfriamento, devido ao maior número de fases presentes;
- Dentre os quatro ciclos de tratamentos propostos, nenhum ultrapassou a especificação determinada pelo produto de bandeamento moderado. Comprovou-se que, à medida em que se avança na extensão do diâmetro do material, em direção ao seu núcleo, o nível de severidade do bandeamento aumenta. O resultado foi atribuído à maior segregação e menor velocidade de solidificação, que influencia na difusão dos elementos substitucionais;
- As maiores severidades de bandeamento foram encontradas para os ciclos 3 e 4. Para o terceiro, o fato é explicado pela temperatura da transformação de seu patamar isotérmico, 650°C , enquanto que, para o segundo, pela sua baixa taxa de resfriamento, correspondente à $0,15^{\circ}\text{C/s}$. Os resultados mais satisfatórios foram atribuídos aos ciclos 1 e 2, devido à taxa de resfriamento de 1°C/s e patamares isotérmicos menos energéticos, que diminuíram a taxa de difusão dos elementos na fase Austenita;
- Ao verificar os resultados das microestruturas das quatro receitas térmicas empregadas, concluiu-se que o ciclo 1, por não apresentar uma microestrutura somente perlítica e ferrítica, com incidência de Bainita e Martensita, não estaria conforme as

especificações do produto. A mesma afirmação poderia ser aplicada para o ciclo 4, embora a sua microestrutura resultante foi atribuída à incapacidade do forno para reprodução da taxa de resfriamento de $0,15^{\circ}\text{C/s}$. A presença de constituintes fora do equilíbrio para o primeiro ciclo deveu-se a proximidade da temperatura de transformação isotérmica de 500°C com a curva do início da transformação bainítica ao utilizar uma taxa de 1°C/s . Recomenda-se o trabalho com valores acima desta temperatura;

- Os ciclos 2 e 3 atenderam aos requisitos do produto, com a obtenção de microestruturas somente perlíticas e ferríticas em toda extensão de seus diâmetros, condizente com o que estava previsto pelo diagrama TRC obtido experimentalmente. Todavia, o ciclo 3 apresentou maior heterogeneidade estrutural, devido à maior severidade de bandeamento e à presença de Perlita com morfologia grossa e fina. A Perlita Grossa encontrada foi justificada pelo emprego de um patamar de transformação isotérmico superior em 50°C em relação ao anterior, fornecendo uma maior energia para a difusão do carbono da Cementita;
- A dureza relacionou-se diretamente com a microestrutura e homogeneidade do material. Para os ciclos em que se obteve heterogeneidades nas amostras, observou-se desvios padrões superiores entre os pontos de medição e valores com maiores divergências ao longo da extensão de suas bitolas. Os ciclos 2 e 3, resfriados a taxa de 1°C/s com patamar isotérmico de 600°C e 650°C , respectivamente, apresentaram resultados similares devido às suas microestruturas perlíticas e ferríticas. Demais ciclos, por apresentarem constituintes formados fora do equilíbrio, tiveram um aumento significativo nos valores de dureza;
- Ao obter os resultados do ensaio do impacto Charpy, verificou-se que os menores valores de energias absorvidas corresponderam aos ciclos 1 e 4, devido à presença de microestruturas fora do equilíbrio, como Martensita não revenida e Bainita superior, constituintes de maior dureza e menor tenacidade. Devido ao ensaio ser dinâmico e dependente de concentradores de tensão, o não revenimento do material resultou em uma estrutura já tensionada que contribuiu para o resultado. O bandeamento teve mais influência nas estruturas perlíticas e ferríticas, diminuindo consideravelmente a resistência ao impacto do ciclo 3 em relação ao ciclo 2 (diferença de 67,03 J). As regiões bandeadas também apresentam maior segregação de elementos substitucionais, resultando em um endurecimento e aumento da resistência mecânica local, contribuindo para o resultado;
- Os resultados do ensaio de tração foram coerentes com aqueles obtidos no ensaio de impacto Charpy. As microestruturas compostas por Martensita e Bainita, presentes nos ciclos 1 e 4, fizeram com que fossem obtidos valores elevados de resistência ao escoamento e de resistência mecânica, visto que dificultam os movimentos das discordâncias, responsáveis pela deformação

plástica. Novamente, bandeamento teve mais influência nas estruturas perlíticas e ferríticas, elevando valores de resistência ao escoamento, resistência mecânica e diminuindo redução de área e alongamento para estes materiais;

- Embora os valores de energia absorvida no impacto, bem como os de resistências ao escoamento e mecânica não tenham sido especificados, possuindo apenas caráter informativo, influenciam no desempenho do material ao longo de seu processamento, como nas etapas de corte por cisalhamento e forjamento.

7. CONCLUSÃO

- Com a obtenção de todos os resultados, apenas o ciclo 2 (resfriado a 1°C/s, com patamar isotérmico de 600°C) e o ciclo 3 (resfriado a 1°C/s, com patamar isotérmico de 650°C) estariam de acordo com todas solicitações do produto. Foram as únicas receitas térmicas em que as amostras apresentaram somente microestruturas perlíticas e ferríticas. Para a solicitação de dureza abaixo de 240 HB, obteve-se os valores a meio raio de 176,38 HB (ciclo 2) e 171,84 HB (ciclo 3). Analisando-se a severidade de bandeamento, o ciclo 2 obteve como pior resultado o grau leve, enquanto o ciclo 3 moderado a partir do meio raio, apresentando uma maior heterogeneidade microestrutural. A menor homogeneidade do ciclo 3 refletiu em suas propriedades de resistência ao impacto e de tração, apresentando valores com diferenças significativas em comparação ao ciclo anterior e com maiores desvios padrões. Conclui-se, portanto, que o ciclo 2 é o tratamento térmico mais indicado para a aplicação, sendo a homogeneidade microestrutural o fator decisivo para a sua escolha, garantindo-se assim a entrega de um material com desempenho mecânico adequado mais previsível e confiável.

8. PROPOSIÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar influência e parâmetros da agitação eletromagnética durante lingotamento do aço na segregação e bandeamento;
- Adaptar ciclos térmicos de escala laboratorial para escala industrial do aço DIN 19CrNi5 e avaliar divergências;
- Avaliar descarbonetação nos ciclos térmicos propostos para o aço DIN 19CrNi5 em escala laboratorial e industrial;
- Analisar modos de falha em materiais que apresentam bandeamento elevado;
- Avaliar influência da microestrutura prévia na formação da Austenita e recristalização de materiais submetidos ao forjamento.

9. REFERÊNCIAS

- [1] CALLISTER, William D. Fundamentos da Ciência e Engenharia de Materiais. 8ª ed. LTC. Rio de Janeiro, 2012;
- [2] CHIAVERINI, Vicente. Aços e Ferros Fundidos. 7ª ed. Associação Brasileira de Metais. São Paulo, 1996;
- [3] SVERDLIN A. V., SVERDLIN A. R. S. Effects of Alloying Elements on the Heat Treatment of Steel: Effects of alloying elements on Heat Treatment Processing of Iron-Carbon Alloys;
- [4] Sistema Fe-C ou Fe-Fe₃C e Microestruturas que se formam no resfriamento lento. Disponível em: <https://slideplayer.com.br/slide/51030>. Acesso em: setembro 2019;
- [5] KRAUSS, George. Steels: Processing, Structure, and Performance. 1ª ed. ASM International. Ohio - USA, 2005;
- [6] COLPAERT, Hubertus. Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns. 4ª ed. Editora Edgard Blucher LTDA. São Paulo, 2008;
- [7] FAGUNDES, Edson José. Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050. Belo Horizonte, 2006;
- [8] KARNYABI-GOL A., SHEIKH-AMID M. Spheroidizing Kinetics and Optimization of Heat Treatment Parameters in CK60 Steel Using Taguchi Robust Design. Journal of Iron and Steel Research International, 2010;
- [9] SHANEMAN, Allen. The Effects of Prior Microstructure on Spheroidizing Kinetics and Cold Workability in Bar. Colorado – USA, 2009;
- [10] Hwang, H., De Cooman, B. C. Influence of the Initial Microstructure on the Spheroidization of SAE 52100 Bearing Steel. Steel Research International, 2005;
- [11] COUTINHO, C.A.B., NETO, P.P.S, GEBER, L.P. Aceleração Do Processo de Esferoidização do Aço Perlítico por Deformação à Frio. Metalurgia – ABM, 1979;
- [12] KWIETNIEWSKI C.E.F, KISS F.J. Metalografia e Tratamentos Térmicos de Aços e Ferros Fundidos. 3ª ed. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2011;
- [13] GONÇALVES CHAVES, Ana Paula. Estudo da Influência da Distância Interlamelar da Perlita no Desgaste por Deslizamento em Ensaio do Tipo Pino-Disco. 22º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal, 2016;
- [14] MAHL, Rogério Luís. Influência da Condição de Resfriamento na Ocorrência de Bandejamento no aço SAE 10B22 MOD. Metalurgia & Materiais. Brasil, 2007;
- [15] GARCIA, Amauri. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. 2ª ed. Unicamp. São Paulo, 2011;
- [16] GUERRERO, R., ASENSIO, J. PERO-SANZ, J.A. VERDEJA, J.I. La Estructura em Bandas de Los Aceros Microaleados. Compromiso de

- Templabilidad por Afino de Grano. Revista de Minas. 1994;
- [17] MARTIN, J.W., DOHERTY, R.D. Stability of Microstructure in Metallic Systems. Cambridge University Press. Londres, 1976;
- [18] COSTA E SILVA, A. V., MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. 3. ed. Sumaré: Blucher. São Paulo, 2010;
- [19] ABDALLA, A.J., HASHIMOYO, T.M., PEREIRA, M.S., ANAZAWA, R.M. Formação da Fase Bainítica e, Aços de Baixo Carbono. Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo. Brasil, 2006;
- [20] DURAND-CHARRE, Madeleine. La microstructure des aciers et des fontes. Gen&se et interpretation. Ed SIRPE. Paris, 2003;
- [21] ASM. ASM Handbook Volume 4 Heat Treating. 3a edição. ASM International. Estados Unidos, 1995;
- [22] SIEBERT, C. A., DOANE, D. V., AND BREEN, D. H. The Hardenability of Steels – Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications. ASM, Metals Park. Ohio, 1977;
- [23] CHUEN, S. L. K. Estimativa da Temperabilidade do aço SAE 8620 a partir da composição química e do tamanho de grão austenítico. Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, 1979;
- [24] 648724-INEP-2008-ENADE-Engenharia. Disponível em: <https://www.aprovaconcursos.com.br/questoes-deconcurso/questao/648724>. Acesso em: outubro 2019;
- [25] Diggs, T. G.; Rosenberg, S. J.; Geil, G. W. Heat Treatment and Properties of Iron and Steel; National Bureau of Standards Monograph 88. 1966;
- [26] Tratamento Térmicos, Notas de Estudo de Engenharia Mecânica. Disponível em: <https://www.docsity.com/pt/tratamentos-termicos-9/4710236/>. Acesso em: setembro 2019;
- [27] ALMEIDA, Paulo Samuel. Manutenção Mecânica Industrial, Conceitos Básicos e Tecnologia Aplicada. 1ª ed. Editora Érica. São Paulo, 2014;
- [28] DAVIS, J.R. Gear Materials: Properties and Manufacture. ASM International. 2004;
- [29] YU, W., MECHEFSKE, C. K., TIMUSK, M. The dynamic coupling behaviour of a cylindrical geared rotor system subjected to gear eccentricitie. Mechanism and Machie Theory. 2016;
- [30] 9 Tipos de Engrenagens e Suas Aplicações. Disponível em: <https://fluxoconsultoria.poli.ufrj.br/blog/projetos-mecanicos/9-tipos-de-engrenagens/>. Acesso em: agosto 2019;
- [31] Cinemática e Dinâmica de Engrenagens - 4. Engrenagens Cónicas. Disponível em: https://www.researchgate.net/figure/Figura-420-Ilustracao-de-uma-engrenagem-hipoide_fig2_301732247. Acesso em: agosto 2019;
- [32] Deutsches Institut für Normung. DIN 8580: MANUFACTURING PROCESSES - TERMS AND DEFINITIONS. Berlim, 2003;
- [33] CORRÊA DE SOUZA, Henrique. Estudo do processo de corte de chapas por cisalhamento. Universidade Federal do Rio Grande do

- Sul. Brasil, 2001;
- [34] FERRARESI, Dino. Fundamentos da Usinagem de Metais. 1ª ed. Brasil, 1970;
- [35] AMARO, J. P. M. Desenvolvimento de aços baixa-liga de construção mecânica com usinabilidade melhorada. Rio de Janeiro, 1982;
- [36] Avaliação do Forjamento a Quente, Morno e a Frio. Disponível em: <https://www.docsity.com/pt/trabalho-sobre-forjamento/4711390/>. Acesso em: setembro 2019;
- [37] GLÓRIA DE LIMA, Valéria. Estudo das tensões residuais em engrenagens forjadas e usinadas. Universidade Federal de São João. Brasil, 2017;
- [38] Sala de Engenharia: um pouco sobre Forjamento. Disponível em: <https://blog.render.com.br/engenharia/sala-de-engenharia-um-pouco-sobre-forjamento/>. Acesso em: setembro 2019;
- [39] SCHAEFFER, Lírio. Forjamento: Introdução ao Processo. 1ª ed. Imprensa Livre. Porto Alegre, 2001;
- [40] FILHO, Ettore. Conformação plástica dos metais. 5ª ed. Unicamp. São Paulo, 1997;
- [41] Fresamento. Disponível em: <http://mmborges.com/processos/USINAGEM/FRESAMENTO.htm>. Acesso em: setembro 2019;
- [42] EL-KHABEERY, M. F. Residual stress distribution caused by milling. International Journal of Machine Tools and Manufacture;
- [43] Manual de Soluções Para Fresamento de Engrenagens. Disponível em: <https://docplayer.com.br/47528851-Manual-de-solucoes-para-fresamento-de-engrenagens.html>. Acesso em: setembro 2019;
- [44] NORTON, Robert. Projeto de Máquinas: Uma abordagem integrada. 4ª ed. Bookman. Porto Alegre, 2013;
- [45] MEI, P.R., SILVA, A.L.C. Aços e Ligas Especiais. Edgard Blücher. São Paulo, 2010;
- [46] VENDRAMIM, J.C. Efeito da Nitretação na resistência a fadiga do aço CrSiV utilizado na fabricação de molas para indústria automotiva. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. São Paulo, 2004;
- [47] BOYCE, M. P. Gas Turbine Engineering Handbook. 3ª ed. Gulf Professional Publishing. 2017;
- [48] Tratamentos Termoquímicos. Disponível em: http://www.dem.feis.unesp.br/maprotec/lmcm1_aula9.pdf. Acesso em: agosto 2019;
- [49] Tratamentos termoquímicos: cementação, nitretação e carbonitretação. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=222>. Acesso em: agosto 2019; Fonte:
- [50] BULLENS, D. K. Steel and its Heat Treatment. John Wiley & Sons, Inc. 1949;

- [51]The Spectroscopy Net. Disponível em: www.thespectroscopynet.eu. Acesso em: setembro 2019;
- [52]BREHM, F. A. Produção de padrões para análise espectrométrica por emissão óptica de uma liga de aço AISI/SAE 1020. UFRGS. Porto Alegre, 1999;
- [53]ASM Handbook Committee. ASM Handbook - Metallography and Microstructures. 1991;
- [54]ANDREWS, K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. Iron Steel Inst. Estados Unidos, 1965;
- [55]American Society for Testing and Materials. ASTM 255: Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel. Estados Unidos, 2018;
- [56]Souza, Sérgio Augusto. Ensaaios Mecânicos de Materiais Metálicos: Fundamentos Teóricos e Práticos. 5 Ed. Blucher, São Paulo, 1982;
- [57]International Organization for Standardization. ISO 148-1: Metallic materials — Charpy pendulum impact test. Estados Unidos, 2016;
- [58]American Society for Testing and Materials. E2298 - 18 Standard Test Method for Instrumented Impact Testing of Metallic Materials. Estados Unidos, 2019.
- [59]REN, C., ZHANG, X., Ji, H., ZHAN, N., QIAO, Z. Effect of banded morphology and grain size on the tensile behaviour of acicular ferrite in HSLA steel. Elsevier, Materials Science & Engineering. China, 2017.
- [60]NARASIAH, N., RAY, K. K. Small crack formation in a low steel with banded ferrite-perlite structure. Elsevier, Materials Science & Engineering. India, 2005.
- [61]Grange, R. A. Effect of microstructural banding in steel. Metallurgical Transactions, 1971;
- [62]American Society for Testing and Materials. E8/E8M Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Estados Unidos, 2018.